
Akkumulative Beschreibung des Risswachstums in Nickel-Gusslegierungen unter anisothermen Bedingungen



TECHNISCHE
UNIVERSITÄT
DARMSTADT



Vom Fachbereich Maschinenbau
an der Technischen Universität Darmstadt
zur Erlangung des Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte

DISSERTATION

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Karl Michael Krämer

aus Lindenfels

Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Matthias Oechsner
Mitberichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Hans Jürgen Maier

Tag der Einreichung: 05.04.2018
Tag der mündlichen Prüfung: 04.07.2018

Darmstadt 2018
D17

Krämer, Karl Michael : Akkumulative Beschreibung des Risswachstums in Nickel-
Gusslegierungen unter anisothermen Bedingungen
Darmstadt, Technische Universität Darmstadt,
Jahr der Veröffentlichung der Dissertation auf TUpriints: 2018
Tag der mündlichen Prüfung: 04.07.2018

Veröffentlicht unter CC BY-NC-ND 4.0 International
<https://creativecommons.org/licenses/>

Danksagung

Diese Arbeit entstand im Rahmen meiner Anstellung als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoffkunde (IfW) der Technischen Universität Darmstadt.

Ich bedanke mich ganz herzlich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Matthias Oechsner, dem Leiter des Fachgebiets und Instituts für Werkstoffkunde, für seine Unterstützung sowie die wertvollen fachlichen Diskussionen und Hinweise. Neben der wissenschaftlichen Betreuung im Rahmen der Dissertation bedanke ich mich ausdrücklich für die zahlreichen Chancen die mir am IfW ermöglicht wurden und meine persönliche Entwicklung gefördert haben.

Herzlicher Dank gilt auch Herrn Prof. Dr.-Ing. Hans Jürgen Maier, Direktor des Instituts für Werkstoffkunde der Leibniz Universität Hannover, für sein Interesse und die freundliche Übernahme der Mitberichterstattung.

Ganz besonders möchte ich mich bei meinen Kollegen im Kompetenzbereich Hochtemperaturwerkstoffe für die Zusammenarbeit und Unterstützung in den letzten Jahren bedanken. Sei es durch Unterstützung bei der Versuchstechnik oder mit der Diskussion über Fachthemen, jeder von ihnen hat einen wichtigen Beitrag zum Gelingen dieser Arbeit geleistet. Dem Bereichsleiter Dr.-Ing. Christian Kontermann und seinem Vorgänger Dr.-Ing. Alfred Scholz danke ich für ihr Vertrauen in meine Fähigkeiten, ihre Unterstützung und nicht zuletzt auch für ihre Geduld. Besonders hervorheben möchte ich Dr.-Ing. Falk Müller, der mich nicht nur als wissenschaftlicher Mentor in die Welt des Rissverhaltens in Nickelwerkstoffen eingeführt hat, sondern mich während der gesamten Zeit auch als Freund durch viele Erlebnisse begleitet und mir mit Rat und Tat zur Seite gestanden hat.

Auch die Mitarbeiter des Kompetenzbereichs Werkstoffanalytik haben mit der Präparation und mikroskopischen Analyse von Proben einen wichtigen Beitrag geleistet haben und ihnen sei ebenfalls herzlich gedankt.

Die in dieser Arbeit vorgestellten Ergebnisse basieren auf Untersuchungen im Rahmen eines Forschungsvorhabens, begleitet von einem Arbeitskreis aus der Projektgruppe Turbomaschinen der Forschungsvereinigung Verbrennungsmaschinen (FVV e.V.). Ich bedanke mich herzlich bei den Mitgliedern des Arbeitskreises für die fruchtbaren Diskussionen und bei der FVV für die Unterstützung. Besonders danke ich meinen Kollegen aus der Forschung: Dr.-Ing. Christoph Schweizer und Stefan Eckmann, M.Sc. vom Fraunhofer IWM (Institut für Werkstoffmechanik) in Freiburg, sowie den Herren Dr.-Ing. Andreas Fischersworring-Bunk und Dipl.-Ing. Frank Vöse von MTU, welche den Arbeitskreis als Obmänner begleiteten.

Zum Abschluss geht mein größtmöglicher Dank an meine Familie: meine Frau Sarah, meinen Sohn Henri sowie meine Eltern, Großeltern und Schwestern. Ihr Rückhalt und ihre Unterstützung in allen Phasen meines Lebens sind mein größtes Glück. Aus diesem Kreis möchte ich besonders meinen Vater hervorheben, der mich, als mein größtes Vorbild, mit seiner Dissertation zur Anfertigung dieser Arbeit inspirierte.



Kurzfassung

Heißgasturbinen werden sowohl stationär zur Stromerzeugung als auch als Triebwerke in der Luftfahrt verwendet. Um deren Wirtschaftlichkeit trotz steigender Rohstoffpreise und Emissionsbegrenzungen zu gewährleisten, ist eine Steigerung der Effizienz und der Flexibilität notwendig. Die damit verbundenen höheren Beanspruchungen von Komponenten unter Hochtemperaturbedingungen zwingen Hersteller und Betreiber von Gasturbinen zunehmend zu einer schadenstoleranten Auslegungs- und Betriebsweise. Initiierung und Wachstum von Rissen werden in beschränktem Maße zugelassen. Um die Sicherheit dennoch zu gewährleisten, ist eine verlässliche Vorhersage des Risswachstums unter Betriebsbedingungen, als Grundlage für die Festlegung von Inspektions- und Revisionsintervallen notwendig.

In dieser Arbeit wird mit der Methode der linearen Akkumulation ein Risswachstumsmodell für ausscheidungsgehärtete Nickelgusslegierungen sowohl unter isothermer Kriech-Ermüdungsbeanspruchung, als auch unter anisothermer thermomechanischer Ermüdung (engl. thermo-mechanical fatigue, TMF) entwickelt. Aus vorangegangenen Untersuchungen zum Rissfortschritt unter isothermen und anisothermen Bedingungen in Nickelgusslegierungen werden Ermüdung, Kriechen und Oxidation als die maßgeblichen Belastungsformen identifiziert.

Die Wirkungsweise dieser Schädigungsfaktoren wird im Hinblick auf ihre Beiträge zum Risswachstum analysiert und es werden entsprechende quantitative Beschreibungen im Rissfortschrittsmodell „O.C.F.“ zusammengefasst. Dieses lineare Akkumulationsmodell ist in der Lage, die Einflüsse zeitabhängiger Schädigung, verschiedener Spannungsverhältnisse und Phasenverschiebungen, sowie der Bauteilgeometrie auf das Risswachstum unter TMF-Bedingungen wiederzugeben. Mögliche Interaktionen der Terme werden vernachlässigt. Wesentliche Vorteile der hier vorgestellten Berechnungsmethode gegenüber bestehenden Rissfortschrittsmodellen sind die Abbildung verschiedener Lastzyklusformen ohne empirische Korrekturfaktoren und die Möglichkeit eine analytische Abschätzungen für Risswachstum ohne umfangreiche Datenaufbereitung vornehmen zu können.

Zur Demonstration wird das Modell für zwei Nickelgusslegierungen angepasst und die Vorhersagequalität überprüft. Besonderes Augenmerk liegt dabei auf der Validierung der Modellvorhersagen für verschiedene Kriechermüdungs- und TMF-Belastungsformen, der Übertragbarkeit auf anisotrope Gussvarianten sowie der Anwendbarkeit bei bauteilähnlichen Rissgeometrien. Als Ergebnis liefert das „O.C.F.“-Modell eine gute Vorhersage des Risswachstums für eine hohe Bandbreite von Lastbedingung und Geometrien. Die verbleibenden Abweichungen lassen sich unter anderem auf die typische Streuung dieser Werkstoffklasse zurückzuführen. Durch die lineare Modellformulierung kann zu jedem Zeitpunkt eines Risswachstumsverlaufs die dominierende Triebkraft abgefragt werden. Diese Vorhersagen lassen sich mit Beobachtungen aus fraktographischen Untersuchungen von Rissverläufen und in-situ Aufnahmen des Risswachstums in Verbindung bringen. So können die Rissausbreitungsmechanismen bei verschiedenen TMF-Lastzyklusformen identifiziert werden. Der Einfluss der einzelnen Rissfortschrittsfaktoren auf das Gesamtergebnis wird zusätzlich in einer Parameterstudie untersucht.

Abschließend wird anhand des Beispiels einer Flachprobe mit Bohrung gezeigt, wie das Modell in Verbindung mit Finiter Element-Berechnungen genutzt werden kann, um synthetisch Anrisskennlinien für TMF-Bedingungen zu generieren.



Abstract

To ensure the feasibility of gas turbines, despite rising commodity prices and emission restrictions, an enhancement of both their efficiency and flexibility is necessary. The consequential higher loading of components at high temperature conditions forces manufacturers and operators of gas turbines, as well for power generation as jet engines, into damage tolerant design approaches. The initiation and growth of cracks is accepted within a certain limit. To still guarantee a safe operation, a reliable estimation of crack growth under service conditions is needed to define inspection and revision intervals.

In this work the method of linear accumulation is used to develop a crack growth model for nickel cast superalloys under creep-fatigue and thermo-mechanical fatigue (TMF) conditions. From earlier investigations on nickel cast alloys, fatigue crack growth, creep crack growth and oxidation were determined as the primary drivers of TMF crack growth.

The effect of these damage factors in terms of crack propagation is analysed and summarized in the crack growth model “O.C.F.”. This model is capable to reproduce the effects of time-dependent loading, different load ratios and TMF phase shifts, as well as from component geometry. Possible interactions between the three mechanisms are disregarded. Substantial advantages of this method are its independence from empiric correction factors to assess certain load cycle forms and the possibility to give analytic estimations without the need of extensive data processing.

The model is calibrated for two nickel cast alloys to assess its predictive capabilities. Special attention is given to validate the model calculations in different creep-fatigue and TMF loading scenarios. A part of this is the transferability onto component-like crack geometries. As a result, the “O.C.F.”-model gives good predictions for the crack growth at a wide range of loading conditions and geometries. The remaining variations are attributed to the material scatter typically observed in this class of alloys.

The models linear formulation allows assessing the dominant driver of crack growth at each stage of an experiment. These predictions are compared with fractographic investigations of crack paths and in-situ observations of the crack behaviour. This is used to identify the mechanisms of crack growth under different TMF load cycle forms. The influence of the individual crack growth factors on the overall assessment is studied statistically.

Finally, the model is used in combination with finite element calculations, on the example of a flat specimen with cross bore. This demonstrates how TMF-lifing design curves can be derived synthetically, based on crack growth estimations.



Inhalt

Danksagung	I
Kurzfassung	III
<i>Abstract</i>	V
Inhalt	VII
Abkürzungsverzeichnis	IX
1 Einleitung	1
2 Stand des Wissens	4
2.1 Beschreibung des Rissverhaltens unter zeitabhängigen anisothermen Bedingungen	4
2.1.1 Bruchmechanische Beschreibung von Ermüdungsrisen	4
2.1.2 Bruchmechanische Beschreibung von Kriechrisen	12
2.1.3 Beschreibung von Rissfortschritt unter TMF-Bedingungen	16
2.2 Nickelgusslegierungen	21
2.2.1 Legierungszusammensetzung und Gefügemerkmale	21
2.2.2 Oxidationsverhalten	25
2.2.3 Rissfortschrittsverhalten unter Hochtemperaturbedingungen	30
3 Ziele der Arbeit	38
3.1 Problemstellung	38
3.2 Lösungsweg	38
4 Lineares Akkumulationsmodell O.C.F.	41
4.1 Formulierung der Rissfortschrittsterme	42
4.1.1 Oxidation	42
4.1.2 Kriechrissfortschritt	43
4.1.3 Ermüdungsrisssfortschritt	44
4.2 Berücksichtigung von Rissschließen	45
4.3 Modellhypothesen	46
5 Versuchswerkstoffe	47
5.1 Legierungszusammensetzung und Mikrostruktur	47
5.1.1 C1023	47
5.1.2 M-247	49
5.2 Mechanische Kurzzeiteigenschaften – Zugversuch	51
5.3 Kriechverhalten	52
6 Experimentelle Untersuchungen	53
6.1 Versuchsmatrix zur Modellkalibrierung	53
6.2 Versuchsmatrix zur Modellvalidierung	54
6.3 Probenformen	56
6.4 Versuchsdurchführung	58
7 Ergebnisse und Diskussion zur Modellkalibrierung	62

7.1	Untersuchungen zum Oxidationsverhalten	62
7.2	Kriechrissversuche	66
7.3	Ermüdungsrissversuche	72
7.4	Übersicht der ermittelten Modellparameter	77
8.....	Ergebnisse und Diskussion der Modellvalidierung	78
8.1	Modellierung des Rissfortschritts und der Ausbreitungsmechanismen bei verschiedenen Randbedingungen	79
8.1.1	Isotherme Versuche an Corner-Crack Proben	79
8.1.2	TMF-Versuche an Corner Crack Proben	85
8.1.3	Isotherme Versuche an bauteilähnlichen Proben	91
8.1.4	TMF-Versuche an bauteilähnlichen Proben	95
8.2	Streuung der Rissfortschrittsvorhersage und Gesamtbeurteilung der Validierungsergebnisse	99
8.3	Studie zur Sensitivität der Schädigungsterme	103
8.4	Diskussion der Modellhypothesen und Anwendungsgrenzen	108
9.....	Umsetzung des Rechenmodells zur Bauteilbewertung mit FEM-Software	111
9.1	Das Software Modul <i>OCFPy</i>	111
9.2	Kompatibilität zu <i>ABAQUS</i>	112
9.3	Berechnung von Anrisslebensdauer $N_{A,1mm}$ mit <i>ABAQUS</i> + <i>OCFPy</i>	113
10....	Zusammenfassung und Ausblick	117
10.1	Zusammenfassung	117
10.2	Ausblick	120
Anhang A	Verformungs- und Lebensdauerverhalten von Nickelgusslegierungen unter TMF-Bedingungen	122
Anhang B	Beobachtungen zum Oxidationsverhalten von technischen Nickelgusslegierungen	127
Anhang C	Einzelergebnisse der Versuche zur Modellvalidierung	135
	Literaturverzeichnis	137
	Abbildungsverzeichnis	144
	Tabellenverzeichnis	150
	Lebenslauf	151
	Publikationsliste	152

Abkürzungsverzeichnis

Lateinische Kleinbuchstaben

a	Risslänge
a^*	effektive Risslänge
b	Summe von Zahlenpaaren im Shapiro-Wilk-Test
$d_{\gamma'}$	Breite der γ' -Verarmungszone
f	Frequenz
$f_{w1/w2}$	Parameter der Geometriefunktion für eine Lochprobe
k	Stichprobenumfang
n	Norton-Kriechexponent
n'	Verfestigungsexponent der Ramberg-Osgood Beziehung
m	Exponentieller Faktor in Wachstumsmodellen
p'	Partialdruck
r	Abstand, Radius
r_c	Kritischer Abstand
r_p	Plastische Zone
s	Standartabweichung
t	Zeit
t_T	Übergangszeit
u	Verschiebung

Lateinische Großbuchstaben

A	Präexponentieller Faktor zur Beschreibung von Temperaturabhängigkeiten
A_n	Präexponentieller Faktor des Norton-Kriechgesetzes
B	Breite
$C_0 - C_3$	Parameter der Rissöffnungsbeschreibung nach Newman
C^*	C^* -Integral
$C(t)$	$C(t)$ -Integral
$CTOD$	Rissspitzenöffnungsverschiebung

D	Schädigungsanteil
E	Elastizitätsmodul
F	Mechanische Kraft
F_m	Parameter der Geometriefunktion für eine Lochprobe
G	Gibbs'sche freie Enthalpie
J	J-Integral
K	Spannungsintensitätsfaktor
$M_{G/B/S}$	Parameter der Geometriefunktion für eine Corner-Crack Probe
N	Lastwechselzahl
$N_{A,5\%}$	Anrisslastwechselzahl nach dem 5%-Lastabfallkriterium
P_{eff}	Effektiver Parameter zur Beschreibung des TMF-Rissfortschritts nach Serrano
Q	Aktivierungsenergie
R	Universelle Gaskonstante
R^2	Regressionskoeffizient
R_K	Linear elastisch dominiertes Nahfeld
$R_{p0.2}$	0,2 % Dehngrenze
R_σ	Spannungsverhältniss
S	Sicherheitsfaktor
T	Temperatur
U	Risschließ-Korrekturfunktion
V	Lastangriffspunktverschiebung
W	Ligamentlänge
W_S	Shapiro-Wilk Teststatistik
W_P	Innere Verformungsarbeit
Y	Geometriefaktor

Griechische Symbole

a	Elastisch-plastische Formzahl, Signifikanzniveau
β	Parameter im NSW-Modell
δ	Gitterfehlpassung
ε	Dehnung
ε_f	Bruchdehnung
γ'	Ni ₃ Al – intermetallische Ausscheidungsphase
φ	Phasenwinkel
λ	Dimensionslose Kriechrissfortschrittsrate
μ	Erwartungswert
ν	Querkontraktionszahl
Π_i	Formänderungsenergie
ρ	Prozesszone
σ	Mechanische Spannung
$\sigma_{n,pl}$	Umgelagerte Nennspannung
σ_{ref}	Referenzspannung
σ_{ys}	Fließgrenze

Indizes und Konventionen

$d()$	Differential eines Wertes
$\partial()$	partiell Differential eines Wertes
$\Delta()$	Differenz zwischen zwei Extremwerten
$()_0$	Grund-/Anfangszustand
$()_{Cr}$	Bezogen auf Kriechrisswachstum
$()_{cyc}$	Zyklusgröße
$()_{eff}$	Effektiver Wert
$()_{exp}$	Aus dem Experiment bestimmt
$()_{Fat}$	Bezogen auf Ermüdungsrisswachstum
$()_i$	Intervallgröße
$()_I$	Bezogen auf Rissöffnungsmodus I
$()_{O.C.F.}$	Mit dem O.C.F.-Rissfortschrittsmodell errechnet
$()_{Ox}$	Bezogen auf Oxidschichtwachstum
$()_{max}$	Maximaler Wert
$()_{mech}$	Mechanischer Anteil
$()_{min}$	Minimaler Wert
$()_{\gamma'}$	Bezogen auf γ' -Verarmung

Abkürzungen

ACPD	Wechselstrompotentialsonde (engl. alternating Current Potential Drop)
CC	Konventionell vergossen (engl. conventionally cast)
CCG	Kriechrisswachstum (engl. creep crack growth)
CFCG	Kriech-Ermüdungsrisswachstum (engl. creep-fatigue crack growth)
CoP	Verfahrensempfehlung (engl. code-of-practice)
DS	Gerichtet erstarrt (engl. directionally solidified)
EBS	Elektronenrückstreubeugung (engl. electron backscatter diffraction)
EDRFA	Energiedispersive Röntgenfluoreszenzanalyse
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie (eng. energy dispersive x-ray spectroscopy)
ESZ	Ebener Spannungszustand
EVZ	Ebener Verzerrungszustand
FCG	Ermüdungsrisswachstum (engl. fatigue crack growth)
FEM	Finite Elemente Methode
GD-OES	Glimmentladungsspektroskopie (engl. glow discharge optical emission spectroscopy)
HCF	Hochzyklische Ermüdung (engl. high cycle fatigue)
HIP	Heiß-isostatisches Pressen
HRR	Elastisch-plastische Risspitzennahfeldbeschreibung nach Hutchinson, Rice und Rosengren
HV	Vickers-Härte
IP	In Phase
IR	Infrarot-Strahlung
kfz	kubisch-flächenzentriert
LC	Niedriger Kohlenstoffgehalt (engl. low carbon)
LCF	Niederzyklische Ermüdung (engl. low cycle fatigue)
LP	Lochprobe
OP	Außer Phase (engl. out of phase)
SE	Sekundärelektronen

SLM	Selektives Laserschmelzen (engl. selective laser melting)
SX	Einkristall (engl. single crystal)
TCP	Topographisch dichtest gepackt (engl. topographically closest packed)
TMF	Thermomechanische Ermüdung (engl. thermo-mechanical fatigue)
TMFCG	Risswachstum unter thermomechanischer Ermüdung (engl. thermo-mechanical fatigue crack growth)
WZV	Warmzugversuch
ZSV	Zeitstandversuch

1 Einleitung

Veränderte Randbedingungen wie steigende Brenn- und Rohstoffpreise, sowie steigende Beschränkungen zur CO₂-Emission stellen eine Herausforderung für die Wirtschaftlichkeit von Gasturbinen dar. Stationäre Gasturbinen zur Stromerzeugung erfahren im Zuge der Energiewende eine zunehmende Flexibilisierung der Betriebsweise. Im Bereich der Luftfahrt wird nach Designvarianten zur Gewichtsreduktion gesucht, wodurch sowohl Treibstoff also auch Rohstoffkosten zur Bauteilherstellung eingespart werden können. Gleichzeitig wird in beiden Anwendungsfällen eine Steigerung der Verbrennungseffizienz durch höhere Wirkungsgrade gefordert, was direkt mit höheren Gaseintrittstemperaturen verbunden ist.

Im Bereich der Brennkammer und der Heißgasturbine sind Maschinenkomponenten im Betrieb Temperaturen bis zu 1200 °C, Korrosion und hohen mechanischen Belastungen ausgesetzt. Für Bauteile in diesem Bereich, wie Z-Ringe, Leit- und Laufschaufeln, werden daher vorwiegend Nickel-basierte Werkstoffe verwendet (siehe Bild 1-1 links). γ' -ausscheidungsgehärtete Nickelgusslegierungen (engl. nickel superalloys) besitzen im Hochtemperaturbereich bis ca. 1050 °C hervorragende mechanische Eigenschaften bei gleichzeitiger chemischer und mikrostruktureller Beständigkeit.

Dabei bleiben die mechanischen und thermischen Belastungen der Komponenten im Betrieb keineswegs konstant. Wie in Bild 1-1 rechts skizziert, führt eine Veränderung in der Leistungsabfrage z.B. von Turbofan-Triebwerken während verschiedener Flugphasen, zu schnell wechselnden Temperaturen und mechanischen Spannungen.

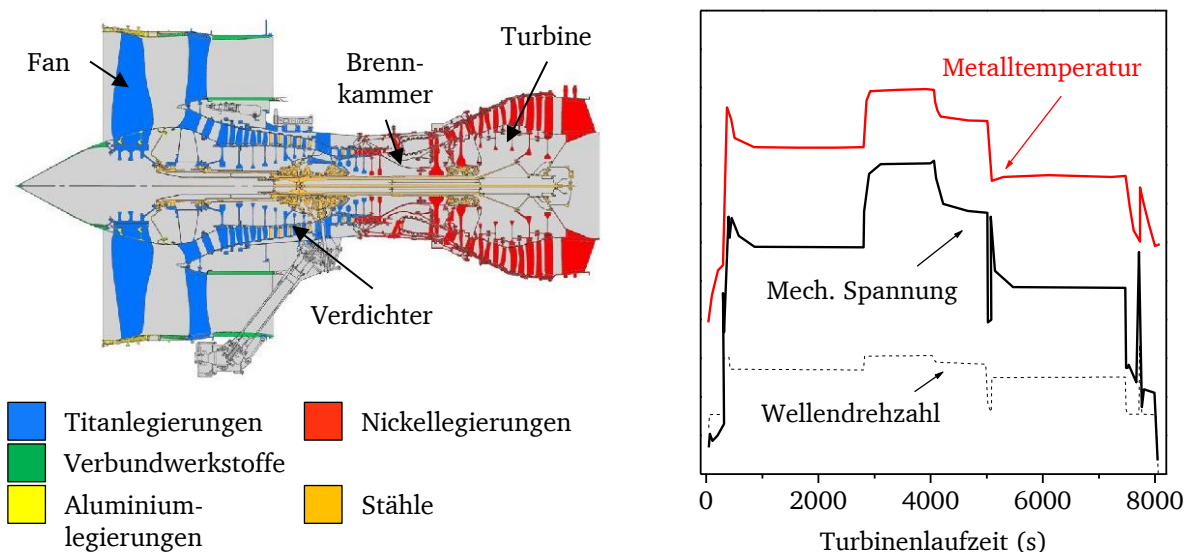


Bild 1-1: Links: Werkstoffauswahl für Turbofan-Strahltriebwerke aus [1]; Rechts: Belastung eines Turbofan-Strahltriebwerksbauteils während einer „Design-Mission“ nach [2]

Die Überlagerung von zeitlich wie örtlich stark variierenden Temperaturfeldern und der mechanischen Lastkomponente führen zu thermo-mechanischen Ermüdungsvorgängen (engl.: thermo-mechanical fatigue = TMF). Ein wesentliches Merkmal zur Charakterisierung dieser Belastungsform ist die Phasenbeziehung zwischen Temperatur und mechanischer Last (siehe Bild 1-2 links). Eine synchrone Änderung von Temperatur und Last wird „In-Phase TMF“ (IP-TMF) genannt. Der Phasenwinkel φ beträgt dann 0°. Haben Last- und Temperaturgradient unterschiedliche Vorzeichen bezeichnet man dies als „Out-of-Phase“ (OP-TMF, $\varphi = 180^\circ$). Das

Auftreten beider Belastungsformen in einer Gasturbinenkomponente kann am Beispiel einer innengekühlten Turbinenschaufel gezeigt werden (Bild 1-2 rechts). Durch Behinderung der thermischen Ausdehnung des Schaufelrandbereichs (Stelle A) kommt es zu Druckdehnungen bei steigender Temperatur und somit einer OP-TMF-Belastung. Im Schaufelinneren (Stelle B) kommt es dagegen zu Zugdehnungen, da sich die umliegenden Bereiche schneller erwärmen. Dies entspricht einer IP-TMF-Belastung.

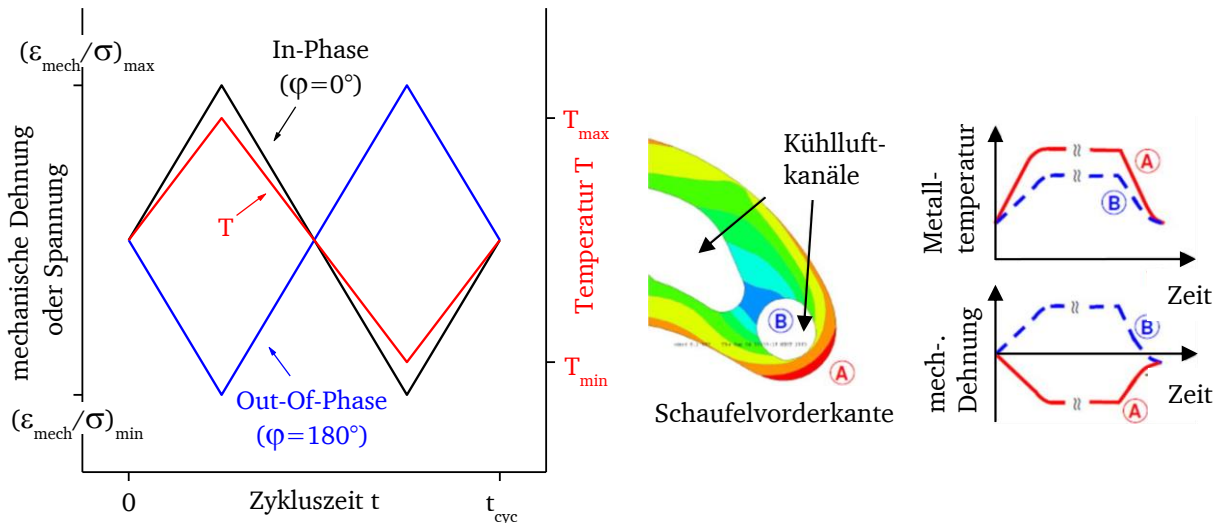


Bild 1-2: links: Last- und Temperaturverlauf vereinfachter TMF-Zyklusformen; rechts: Thermo-mechanische Ermüdungsbeanspruchung verschiedener Bereiche in einem innengekühlten Turbinenschaufelsegment (aus [3])

An konstruktiv- oder fertigungsbedingten Spannungskonzentrationen, wie beispielsweise an Kühlbohrungen (Bild 1-3a) oder Poren aus dem Gießprozess (Bild 1-3b), führen diese Ermüdungsbelastungen zu Rissinitiierung und Risswachstum. Auch Wärmedämmschichtsysteme, welche die Grundwerkstoffe in Gasturbinenkomponenten vor den extremen Temperaturen und der korrosiven Umgebung schützen sollen, können der Ausgangspunkt für Anrisse sein (Bild 1-3c).

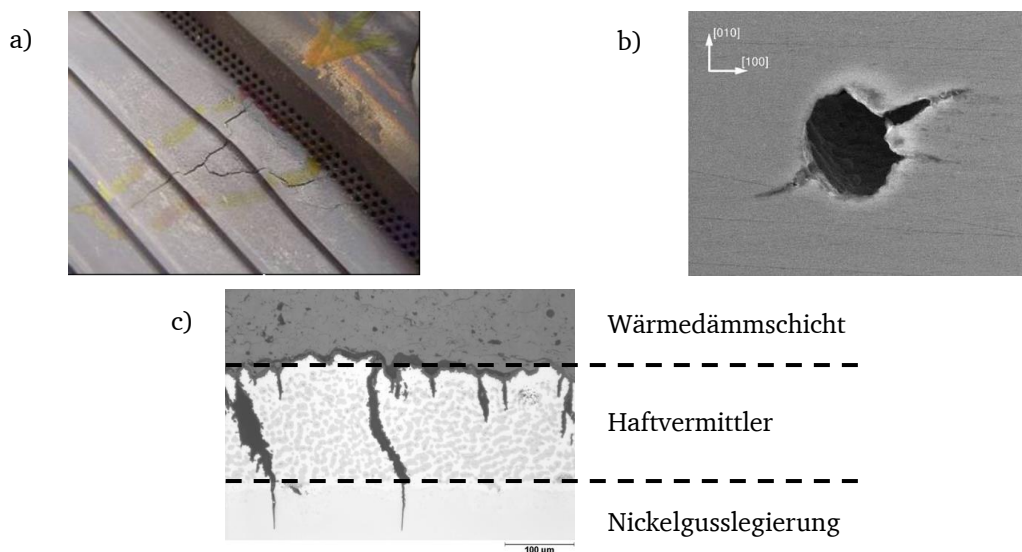


Bild 1-3: a) Rissinitiierung an Kühlluftbohrungen in einer Brennkammerkomponente aus [4]; b) Mikroriss ausgehend von einer Pore in einem Einkristall-Nickelguss aus [5]; c) Übersprung von Rissen aus der Haftvermittlerschicht in das Nickel-Substrat aus [6]

Um Gasturbinen auch unter den gestiegenen Anforderungen kosteneffizient betreiben zu können, werden zunehmend schadenstolerante Lebensdauerkonzepte angewendet. Das bedeutet, das Wachstum von technischen Anrissen wird zugelassen, solange ein sicherer Weiterbetrieb der fehlerbehafteten Komponente garantiert werden kann. Dadurch verlängert sich die Einsatzdauer einzelner Komponenten oder diese können höher belastet werden. Das eröffnet auch neue Designräume und Möglichkeiten zur Gewichtsreduktion. Die Grundlage für die Anwendung schadenstoleranter Konzepte ist jedoch eine abgesicherte Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens unter Betriebsbedingungen. Nur mit dieser Information lassen sich Inspektions- und Revisionsintervalle von Maschinenelementen sinnvoll und ohne übermäßige Konservativität festlegen.

Die Beschreibung des Rissverhaltens in Nickelgusslegierungen unter TMF-Bedingungen ist daher von hohem technischem und wirtschaftlichem Interesse. Sie ist Gegenstand vieler Forschungsarbeiten der vergangenen 10 Jahre. Das Institut für Werkstoffkunde (IfW) in Darmstadt besitzt aus einer Reihe von öffentlich-geförderten Vorhaben eine breite Versuchsdatenbasis zum Kriech-Ermüdungs- und TMF-Rissverhalten dieser Werkstoffklasse [4,7–9]. Aus diesen Untersuchungen wird ersichtlich, dass sowohl die Rissfortschrittsrate als auch der Modus der Rissausbreitung unter betriebsnaher TMF-Beanspruchung von der Phasenbeziehung, vom Lastverhältnis sowie von zeitabhängigen Schädigungsmechanismen wie Kriechen und Oxidation abhängig sind.

Dennoch sind in diesem Themengebiet viele Fragestellungen bisher offen. Änderungen im Last- oder Temperaturzyklus können von bisherigen Modellen zum Teil nur durch empirische Korrekturfaktoren oder eine aufwendige Datenaufbereitung berücksichtigt werden. Weiterhin wird der Einfluss zeitabhängiger Effekte oft nur unzureichend berücksichtigt. Zusätzlich weisen Nickelgusslegierungen eine hohe werkstoffbedingte Streuung auf. Das größte Problem stellt jedoch die Übertragbarkeit der Rissfortschrittsmodelle auf reale Gasturbinenkomponenten dar. Es fehlt an der experimentellen Absicherung mit Untersuchungen an bauteilnahen Geometrien und betriebsnahen Belastungen. Eine Ursache dessen ist, dass derzeit noch keine Prüfnorm zur Messung der Rissfortschrittsrate unter TMF-Bedingungen existiert. Entsprechende internationale Forschungsprojekte wurden jedoch begonnen [10].

In dieser Arbeit wird daher ein Berechnungsverfahren zur Vorhersage des Rissausbreitungsverhaltens in Nickelgusslegierungen TMF-Bedingungen entwickelt, welches zeitabhängiges Risswachstum berücksichtigt. Es soll auf reale Rissgeometrien übertragen werden können und sowohl isotherme also auch TMF-Belastungen mit verschiedenen Phasenbeziehungen uniform bewerten. Das Modell soll gegen eine hohe Bandbreite von Lastzyklusformen experimentell validiert und auf verschiedene Vertreter und Gussvarianten der Klasse der ausscheidungsgehärteten Nickelgusslegierungen anwendbar sein.

2 Stand des Wissens

Die Beschreibung des Rissfortschritts in Nickelgusslegierungen unter thermo-mechanischer Belastungen steht seit 1970 im Fokus von Forschungsgruppen, die sich mit der Betriebsfestigkeit von Gasturbinenkomponenten befassen [11]. In der Literatur werden daher eine Vielzahl von Parametern und Modellformen zur Beschreibung vorgeschlagen. Diese unterscheiden sich in ihrem Gültigkeitsbereich, der Bandbreite ihrer Validierung und der Übertragbarkeit.

Aufgrund ihrer technischen Bedeutung ist auch die Phänomenologie des Rissfortschrittsverhaltens in Nickelgusslegierungen unter Hochtemperaturbeanspruchungen gut untersucht. Zur Identifikation des Einflusses von verschiedenen Belastungsrandbedingungen kann daher auf eine breite Wissensbasis zurückgegriffen werden.

In diesem Kapitel werden zunächst der Stand des Wissens um die Beschreibung von Rissen unter Ermüdungs- und zeitabhängiger Belastung, sowie einige spezielle Lösungen für TMF-Bedingungen zusammengefasst. Anschließend werden die grundlegenden Eigenschaften von Nickel-Gusslegierungen, und die an ihnen beobachtbaren Einflüsse auf das Hochtemperaturrissausbreitungsverhalten eingegangen.

In eingerückten, kursiv gehaltenen Absätzen am Ende eines Abschnitts, wie diesem, werden die wesentlichen Inhalte betreffend der angestrebten Modellierung des Rissverhaltens unter zeitabhängigen anisothermen Bedingungen zusammengefasst und kommentiert.

2.1 Beschreibung des Rissverhaltens unter zeitabhängigen anisothermen Bedingungen

Die Modellierung des Rissfortschrittsverhaltens in Nickel-Gusslegierungen unter zeitabhängiger, anisothermer Beanspruchung erfolgt in der Praxis oftmals auf der Grundlage von experimentell ermittelten Rissfortschrittsgesetzen. Darin muss mindestens die mechanische Lastkomponente in geeigneter Weise berücksichtigt werden. Unter TMF-Bedingungen mit Haltezeiten ist dies möglicherweise jedoch nicht hinreichend. Zur Charakterisierung der Lastsituation werden oftmals bruchmechanisch basierte Parameter verwendet, sowohl zur Beschreibung des isothermen, als auch des anisothermen Rissverhaltens. Diese unterscheiden sich nach dem zugrunde gelegten Materialgesetz, beziehungsweise dessen Komplexität.

2.1.1 Bruchmechanische Beschreibung von Ermüdungsrissen

Wesentlicher Inhalt der Bruchmechanik ist die Beschreibung der Spannungssituation im Bereich einer Risspitze. Diese ist abhängig vom vorliegenden Materialverhalten und der Art der Rissöffnung. Es werden drei grundsätzliche Rissöffnungsarten nach der Relation zwischen Rissebene und Kraftwirkungsrichtung unterschieden (siehe Bild 2-1). Daneben kann es auch zu Mischformen kommen. In der technischen Anwendung ist der Modus I, eine Rissöffnung senkrecht zur Rissebene am bedeutsamsten [12]. Dieser tritt bei zug- und biegebelasteten Bauteilen auf, wenn der Riss senkrecht zur auftretenden Normalspannung verläuft. Ausgedehntes Ermüdungsrisswachstum erfolgt normalspannungsgesteuert. Daher liegt im Allgemeinen an der Risspitze eine Mode I-Belastung an, sofern diese beim Wachstum nicht stark abgelenkt wird [13].

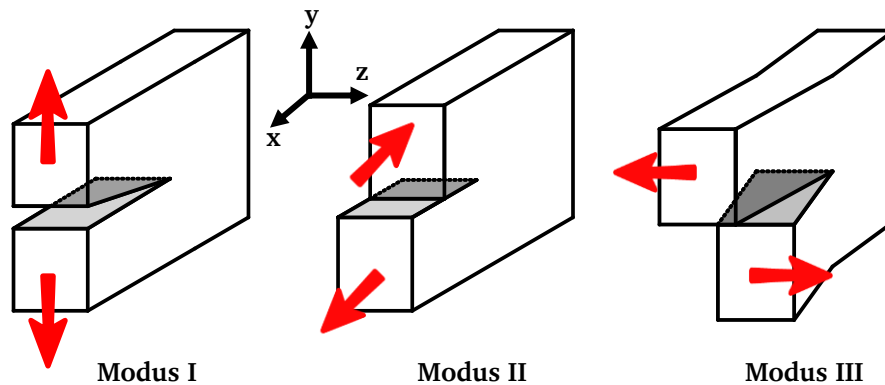


Bild 2-1: Rissöffnungsmoden, nach [12]

Zur Vereinfachung können in vielen Fällen die Regeln der linear-elastischen Bruchmechanik angewendet werden. Demnach kommt es an einer Risspitze zu einer Spannungsüberhöhung ins Unendliche. Diese nimmt mit zunehmendem Abstand von der Risspitze r ab. Die Intensität der Abnahme wird durch den Spannungsintensitätsfaktor K_I beschrieben. In ausreichender Entfernung von der Risspitze ist der Einfluss der Singularität vernachlässigbar. Der rissspitzennahe Bereich mit deutlichem Spannungsgradienten wird als Nahfeld R_K bezeichnet. Es ist verständlich, dass die Annahme von linear-elastischem Materialverhalten eine Idealisierung darstellt, da unendlich hohe Spannungen unweigerlich zum Materialversagen führen würden, sofern elastisch-plastische Umlagerungen nicht berücksichtigt werden. In verformbaren Werkstoffen wird sich um die Risspitze eine endliche plastisch-verformte Zone r_p und eine Prozesszone ρ bilden. Um die Rissspitzensituation dennoch korrekt mit dem linear-elastischen K-Konzept beschreiben zu können, müssen diese beiden Zonen klein gegenüber dem Nahfeld R_K sein (Bild 2-2, siehe auch Abschnitt 2.1.1.2).

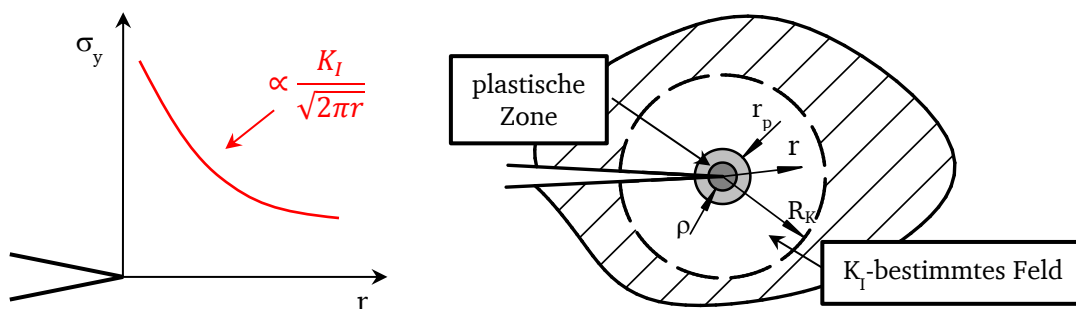


Bild 2-2: Rissspitzensituation in der linear-elastischen Bruchmechanik; **links:** Spannungsverlauf unter Modus I-Beanspruchung, **rechts:** Rissspitzenfeld im K-Konzept, nach [12]

Der Spannungsintensitätsfaktor K_I ist im Allgemeinen durch

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{a \cdot \pi} \cdot Y \quad 2-1$$

gegeben, wobei σ für die mechanische Spannung, bezogen auf den Brutto-Querschnitt, a die Risslänge und Y eine Geometriefunktion ist, die das Verhältnis von Risslänge zur Bauteilgeometrie sowie Risslage und -öffnung beschreibt. Im Fall einer zyklischen Beanspruchung ersetzt man die Spannung durch die zyklische Spannungsschwingweite $\Delta\sigma$ und man erhält den zyklischen Spannungsintensitätsfaktor ΔK_I .

$$\Delta K_I = \Delta\sigma \cdot \sqrt{a \cdot \pi} \cdot Y \quad 2-2$$

Da keine von der Temperatur abhängigen Größen in die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors einfließen, findet keine Unterscheidung zwischen isothermen und anisothermen Randbedingungen statt.

Der Spannungsintensitätsfaktor stellt im Allgemeinen die einfachste Art und Weise der Beschreibung eines Rissproblems dar. Sind die wenigen notwendigen Eingangsgrößen bekannt, ist die Anwendbarkeit auf Komponente, zumindest abschätzungsweise, in vielen Fällen durch rein analytische Berechnungen möglich. Dies ist für die Übertragbarkeit eines Rissfortschrittsmodells von hohem Wert.

2.1.1.1 Geometriefaktoren zur K_I -Bestimmung

Zur Berechnung des Geometriefaktors Y , in Abhängigkeit des Verhältnisses von Risslänge a zu Bauteilabmessung sind Näherungslösungen für verallgemeinerte Rissgeometrien in Tabellenwerken wie [14,15] zu finden. Eine genauere Abbildung der Situation, z.B. in einem realen Bauteil, kann unter Zuhilfenahme der Finiten-Element-Methode erreicht werden. Weiterhin existieren standardisierte Prüfverfahren zur Ermittlung bruchmechanischer Materialkennwerte, bei denen die Geometriefunktionen in den entsprechenden Normen zu finden sind. In sogenannten Corner-Crack-Proben bildet sich ein viertel-kreisförmiger Eckanriss in einer quadratischen Grundfläche und der Kantenlänge W (Bild 2-3).

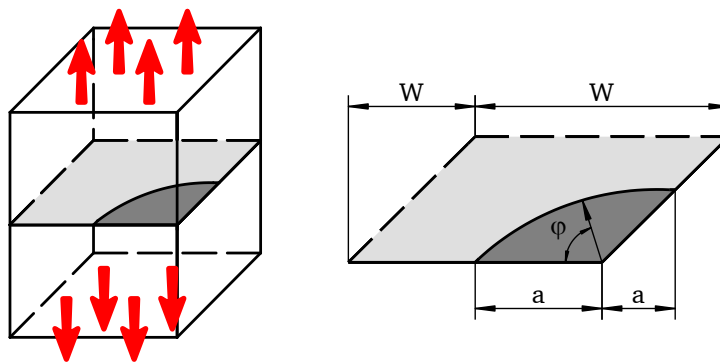


Bild 2-3: Viertel-elliptischer Eckanriss in quadratischer Querschnittsfläche

Für die Risspitze im Bereich der Seitenfläche ($\varphi = 0^\circ, 90^\circ$) berechnet sich Y nach [16] zu:

$$Y_{0^\circ} = f(a/W) = M_G \cdot M_B \cdot M_S \cdot 2/\pi \quad 2-3$$

mit

$$M_G = 1,143 \quad 2-4$$

$$M_B = 1 + 0,06 \cdot a/W \quad 2-5$$

$$M_S = 1 + 0,07 \cdot a/W \quad 2-6$$

wenn $a/W \leq 0,2$ ist und

$$M_G = 0,1 \cdot (a/W)^2 + 0,29 \cdot a/W + 1,081 \quad 2-7$$

$$M_B = 0,75 \cdot (a/W)^2 - 0,185 \cdot a/W + 1,019 \quad 2-8$$

$$M_S = 0,9 \cdot (a/W)^2 - 0,21 \cdot a/W + 1,02 \quad 2-9$$

wenn $0,2 < a/W \leq 0,75$.

Für die Rissspitze in der Mitte des Viertelkreises ($\varphi = 45^\circ$) gilt:

$$Y_{45^\circ} = Y_{0^\circ} \cdot \left(0,9335 - 0,0045 \cdot \frac{a}{W} + 0,1295 \left(\frac{a}{W} \right)^2 - 0,4845 \cdot \left(\frac{a}{W} \right)^3 \right) \quad 2-10$$

Nach [16] ist die Geometrie der Corner-Crack-Probe ähnlich zu Rissen ausgehend von Löchern in Turbinenscheiben. Risse ausgehend von Kühlbohrungen in dünnwandigen Bauteilen, wie z.B. in Bild 1-3a zu sehen, können durch eine komponenten-nahe Probengeometrie abgebildet werden. An Flachproben mit einer Bohrung senkrecht zur breiten Seite und axialer Belastung kommt es zu symmetrischen Rissen ausgehend von der Bohrung (siehe Bild 2-4).

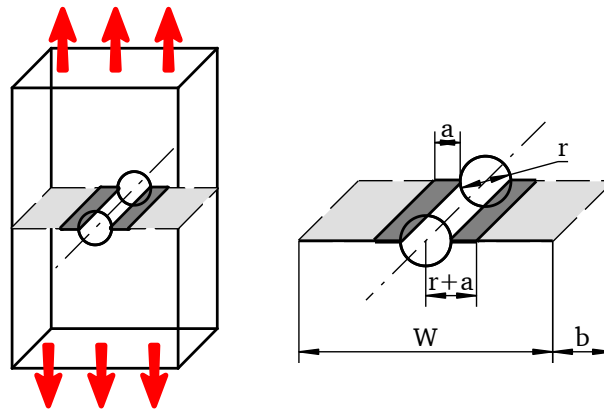


Bild 2-4: Symmetrischer Anriss an einer Bohrung, aus [4]

In [14] wird für diese Anordnung folgende Geometriefunktion angegeben:

$$Y = F_m \cdot f_{w1} \cdot f_{w2} \quad 2-11$$

mit

$$F_m = 1 + 0,71 \cdot \left(1 + \frac{a}{r} \right)^{-1} - 0,91 \cdot \left(1 + \frac{a}{r} \right)^{-2} + 2,56 \cdot \left(1 + \frac{a}{r} \right)^{-3} \quad 2-12$$

$$f_{w1} = \sqrt{\sec\left(\frac{\pi \cdot r}{2W}\right) \cdot \sec\left(\frac{\pi \cdot (r+a)}{2W}\right)} \quad 2-13$$

$$f_{w2} = 1 - \left(\left(1,32 \cdot \frac{W}{r} - 0,14 \right)^{g_1} - 0,02 \right) \cdot \left(\frac{a}{W-r} \right)^{g_2} \quad 2-14$$

$$g_1 = -0,98 - \left(\frac{W}{10r} \right)^{0,1} \quad 2-15$$

$$g_2 = \min \left\{ \frac{W}{r} + 2,5, 4,5 \right\} \quad 2-16$$

W bezeichnet die Breite der Fläche senkrecht zur Bohrung, und r den Bohrungsradius.

2.1.1.2 Kleinbereichsfließen – Irwinsche Risslängenkorrektur

In Abschnitt 2.1.1 wurde bereits diskutiert, dass die Spannungsüberhöhung vor einer Rissspitze zu einer endlich großen plastischen Zone führt. Dies limitiert die Anwendbarkeit des K-Konzepts im Fall von elastisch-plastisch verformbaren Werkstoffen. In [12] wird eine erste Abschätzung der Größe der plastischen Zone skizziert. Dazu wird für das Nahfeld

elastisch-ideal plastisches Verhalten angenommen. D.h. das Material beginnt beim Erreichen der Fließspannung σ_{ys} ohne Verfestigung zu fließen (siehe Bild 2-5 links).

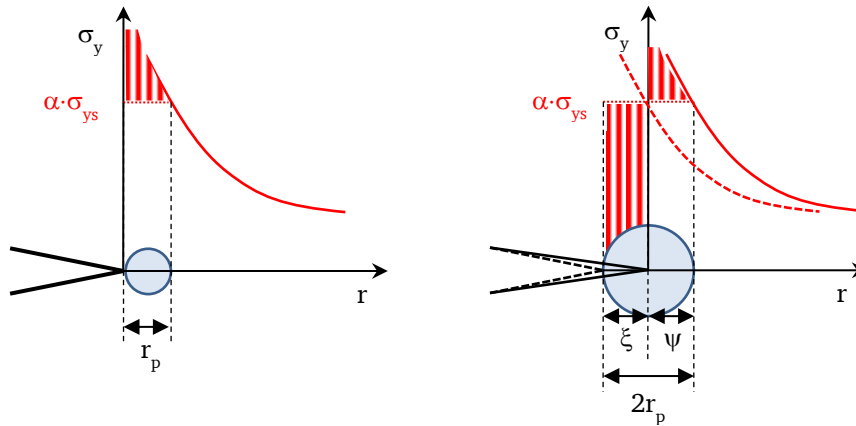


Bild 2-5: GröÙe der plastischen Zone nach Irwin; **links:** Abschätzung 1. Ordnung, **rechts:** Abschätzung 2. Ordnung, nach [17]

Um die Ausdehnung der plastischen Zone abzuschätzen, wird der Wert des Spannungsverlaufs bei der Entfernung r_p mit dem Wert der Fließspannung gleichgesetzt:

$$\alpha \cdot \sigma_{ys} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r_p}} \rightarrow r_p = \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\alpha \cdot \sigma_{ys}} \right)^2. \quad 2-17$$

Der Parameter α beschreibt dabei die unterschiedlichen Fließgrenzen für den ebenen Spannungszustand (ESZ) und den ebenen Verzerrungszustand (EVZ), unter Zugrundelegung der Trescaschen Fließbedingung. Durch die Limitierung der Spannung wird allerdings der schraffierte Lastanteil (Bild 2-5 links) vernachlässigt. Die plastische Zone muss daher deutlich ausgeprägter sein als in dieser ersten Näherung. Nach Irwin ist eine genauere Abschätzung möglich, indem man die Spannungsverteilung eines Risses mit der Länge a auf einen längeren effektiven Riss a^* mit

$$a^* = a + \xi \quad 2-18$$

überträgt (Bild 2-5 rechts). Die plastische Zone des ursprünglichen Risses a ist die Summe der Längen ξ und ψ . Es wird nun angenommen, dass bei Entstehung der zusätzlichen Risslänge δ die gleiche Energiemenge dissipiert wird, wie sie im Lastüberschuss im Bereich λ enthalten ist [17]. Graphisch interpretiert müssen demnach der Flächeninhalte der schraffierten Bereiche in Bild 2-5 rechts gleich sein:

$$\alpha \cdot \sigma_{ys} \cdot \xi = \int_0^\psi \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} dr - \sigma_{ys} \cdot \psi. \quad 2-19$$

Nach der Lösung des Integrals erhält man daraus:

$$\xi = \psi = \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\alpha \cdot \sigma_{ys}} \right)^2 = r_p \text{ mit } \frac{1}{\alpha} = \begin{cases} 1 & \text{(ESZ)} \\ 1 - 2\nu & \text{(EVZ)} \end{cases}. \quad 2-20$$

Die so abgeschätzte plastische Zone ist demnach doppelt so groß wie ursprünglich angenommen. Aufgrund der Dehnungsbehinderung im ebenen Verzerrungszustand ist sie unter ebener Spannung zudem deutlich ausgedehnter. Die GröÙe der plastischen Zone im

Verlauf zwischen ESZ und EVZ wird in der Literatur durch das sogenannte „Hundeknochenmodell“ beschrieben.

Um den Einfluss des Kleinbereichsfließens auf das Rissverhalten im K-Konzept mit einzubeziehen, ersetzt man nach Irwin die tatsächliche Risslänge a mit

$$a^* = a + \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{R_{p0.2}} \right)^2, \quad 2-21$$

wobei hier anstatt der Fließspannung, die messtechnisch leichter zu erfassende 0,2%-Dehngrenze $R_{p0.2}$ verwendet wird. Zu beachten ist, dass für eine höchst-mögliche Konservativität der ebene Spannungszustand angenommen wurde, der für dünnwandige Bauteile der Dominierende ist.

Im Vorgriff auf Abschnitt 2.2 sei gesagt, dass Nickelgusslegierungen unter quasi-statischer Belastung bei hohen Temperaturen sich zwar plastisch verformen, die Fließgrenzen aber selbst bei Temperaturen über 800 °C vergleichsweise hoch und die maximale Verformbarkeit gering ist. Sie stellen daher gute Kandidaten für eine erfolgreiche Beschreibung mit der Irwinschen Risslängenkorrektur dar.

2.1.1.3 Bruchmechanikparameter für elastisch-plastisches Materialverhalten

Führt die mechanische Belastung eines rissbehafteten Bauteils neben dem Kleinbereichsfließen zu einer globalen plastischen Deformation des Materials kann die Spannungssituation an der Risspitze nicht mehr durch die linear-elastische Bruchmechanik beschrieben werden. Stattdessen müssen Bruchmechanikparameter verwendet werden, die auf der Grundlage elastisch-plastischer Verformungsmodelle hergeleitet wurden. In dieser Arbeit werden die zwei am häufigsten verwendeten Parameter dieser Art vorgestellt: das J-Integral und die Risspitzenöffnungsverschiebung CTOD.

Das J-Integral als Rissbeanspruchungsparameter beschreibt die Freisetzung der Formänderungsenergie Π^i durch Verschiebung der Risspitze zusammen mit einer umlaufenden Integrationskontur [12]. Das Risspitzenfeld unter elastisch plastischen Bedingungen wird, nach Hutchison, Rice und Rosengren, HRR-Feld genannt [18,19]. Besonders ist dabei, dass das Integral wegunabhängig sein kann und sowohl plastisch als auch rein elastisch verformte Bereiche beinhalten kann. Dargestellt werden kann dies durch den Flächeninhalt zwischen zwei Kraft-Verschiebungskurven, gemessen für zwei verschiedene Risslängen a_1 und a_2 unter monotoner Belastung bis zu einer Maximalverschiebung u_F (Bild 2-6) [20].

$$J = - \frac{d\Pi^i}{da} \Big|_{u_F} = - \int_0^{u_F} \frac{\partial F}{\partial a} \Big|_{\bar{u}_F} d\bar{u}_F \quad 2-22$$

Bei einer zyklischen Beanspruchung wird davon ausgegangen, dass ein Riss nach jedem Zyklus um ein gewisses Inkrement da wächst. Bei bekannten Randbedingungen kann die Energiefreisetzung ΔJ unter experimentellen Bedingungen aus der Last-Verformungshysterese berechnet. Unter der Annahme von linear-elastischem Verhalten kann ΔJ für eine gegebene Spannungsschwingweite auch aus dem Spannungsintensitätsfaktor berechnet werden [13,20]:

$$\Delta J = (\Delta K_I)^2 / E' \text{ mit } E' = \begin{cases} E & \text{(ESZ)} \\ E/(1 - \nu^2) & \text{(EVZ)} \end{cases} \quad 2-23$$

Dabei ist E der Elastizitätsmodul und ν die Querkontraktionszahl.

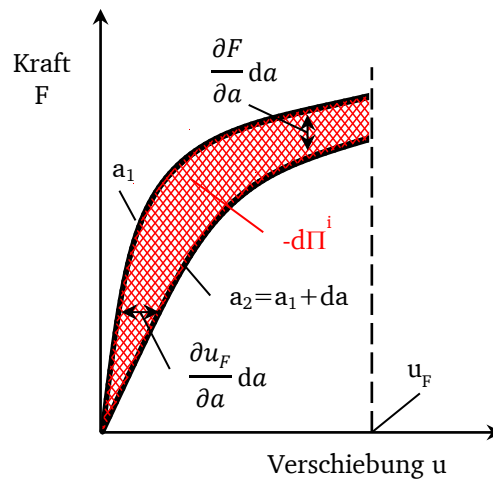


Bild 2-6: Kraft-Verschiebungskurven für zwei unterschiedliche Risslängen bei konstanter Last

Die zyklische Rissspitzenöffnungsverschiebung $\Delta CTOD$ wird in Abschnitt 2.1.3 genauer diskutiert. Sie kann unter der Annahme elastischer Bruchmechanik mit der zyklischen Fließgrenze σ_{ys} auf das J-Integral zurückgeführt werden [21]. Nach [22] kann die Rissspitzenöffnungsverschiebung CTOD unter linear-elastischen Bedingungen mittels

$$CTOD = \frac{K_I^2 \cdot (1 - \nu^2)}{\sigma_{ys} \cdot E} \quad 2-24$$

abgeschätzt werden.

2.1.1.4 Berücksichtigung von Rissschließen

Durch Berührung der Rissflanken während einer zyklischen Beanspruchung können Kräfte übertragen werden, was dazu führt, dass die Rissspitze nur mit einem Teil der Schwingbreite belastet wird. Dieser Anteil wird mit dem effektiven Spannungsintensitätsfaktor ΔK_{eff} beschrieben. In [13] und [23] werden einige der vielfältigen Ursachen für das Auftreten von Rissschließen phänomenologisch beschrieben. Für den Untersuchungsgegenstand dieser Arbeit sind daraus folgende Mechanismen interessant:

- Plastizitätsinduziertes Rissschließen: Durch die plastische Verformung des Materials an der Spitze eines wachsenden Risses bildet sich eine sogenannte plastische Nachlaufzone. Diese Plastifizierungen führen dazu, dass der Riss nicht mehr vollständig schließt.
- Rauigkeitsinduziertes Rissschließen: Rauhe, gezackte Rissflanken können nach geringen lateralen Verschiebungen nicht mehr vollständig schließen, sondern berühren sich bevor der Rissmund vollständig geschlossen ist. Ein solches Verhalten kann unter Kriech-Ermüdungsbedingungen auftreten, bei denen eine grobkörnige Mikrostruktur das Rissfortschrittsverhalten stark beeinflusst.
- Oxidinduziertes Rissschließen: Das Aufwachsen von Oxidschichten und -partikeln auf den Rissflanken führt dazu, dass diese früher in Kontakt kommen und Druckkräfte über die Oxide übertragen, bzw. höhere Kräfte zum Öffnen eines Risses nötig werden. Dies ist besonders im Bereich des Rissfortschrittschwellenwerts (niedrige K-Werte) signifikant. Unter Hochtemperaturbedingungen ist ein zeitabhängiges Wachstum von Oxiden auf metallischen Werkstoffen zu erwarten.

Die Wirkung von Rissschließeffekten nimmt bei geringen Spannungsverhältnissen zu, da sich die gesamte effektive Schwingweite verringert. Das Spannungsverhältnis R_σ ist als Quotient der Minimal- und Maximalspannung definiert:

$$R_\sigma = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad 2-25$$

Die erstmalige Beschreibung des Effekts des Rissschließens erfolgte durch Elber in [24] anhand einer empirisch ermittelten Korrekturfunktion U , in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses

$$\Delta K_{I,eff} = \Delta K_I \cdot U(R_\sigma) \quad 2-26$$

In vielen Vorschriften zur Bewertung des Rissverhaltens in metallischen Werkstoffen wird die Verwendung der Rissöffnungsgleichung nach Newman zur Erfassung von plastizitätsinduziertem Rissschließen empfohlen (z.B. [14]). Die Rissschließformel nach Newman stammt aus Anpassungen an numerische Berechnungen mit einem modifizierten Dugdale-Modell [25]. Die Rissöffnungsspannung σ_{op} wird unter Berücksichtigung des Spannungsverhältnisses R_σ , sowie der Maximalspannung σ_{max} berechnet. Des Weiteren wird der Spannungszustand mittels des Parameters α miteinbezogen ($\alpha=1$ ebener Spannungszustand - ESZ, $\alpha=3$ ebener Verzerrungszustand - EVZ).

$$U(R_\sigma) = \frac{1-f}{1-R_\sigma} \quad 2-27$$

$$\begin{aligned} f &= C_0 + C_1 \cdot R_\sigma & \text{für } R_\sigma < 0 \\ f &= C_0 + C_1 \cdot R_\sigma + C_2 \cdot R_\sigma^2 + C_3 \cdot R_\sigma^3 & \text{für } R_\sigma \geq 0 \end{aligned} \quad 2-28$$

mit den Koeffizienten:

$$C_0 = (0,825 - 0,34 \cdot \alpha + 0,05 \cdot \alpha^2) \cdot \left[\cos \frac{\pi \cdot \sigma_{max}}{2\sigma_{ys}} \right]^{\frac{1}{\alpha}} \quad 2-29$$

$$C_1 = (0,415 - 0,071\alpha) \cdot \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{ys}} \quad 2-30$$

$$C_2 = 1 - C_0 - C_1 - C_3 \quad 2-31$$

$$C_3 = 2C_0 + C_1 - 1 \quad 2-32$$

Eine Erweiterung der Rissöffnungsgleichung nach Newman für anisotherme Bedingungen wird in [26] angegeben. Daneben existieren in der Literatur eine Vielzahl von empirisch abgeleiteten Korrekturfunktionen für verschiedene metallische Legierungen. In diese Reihe fällt auch die in [4] vorgestellte Funktion:

$$U(R_\sigma) = 0,35 + (2,2 - R_\sigma)^{-1} \quad 2-33$$

welche auf Messungen an der gerichtet erstarrten Nickeltgusslegierung Mar-M 247 DS im Hochtemperaturbereich beruht. Diese wird in Bild 2-7 mit anderen empirischen Funktionen verglichen. Für niedrige R_σ liefert Gleichung 2-33 höhere Werte von U als die meisten anderen Beschreibungen. Das bedeutet, dass auch bei deutlichem Druckanteil die Auswirkung von Rissschließeffekten geringer eingeschätzt wird. Im weiteren Verlauf bleibt sie unterhalb der meisten dargestellten Funktionen. Alle Beschreibungen besitzen einen monoton steigenden Verlauf. An dieser Stelle sei außerdem erwähnt, dass die Methode nach Newman

hier nicht sinnvoll verglichen werden kann, da sie entgegen von empirischen Funktionen den Einfluss der Höhe der Maximalspannung mit berücksichtigt.

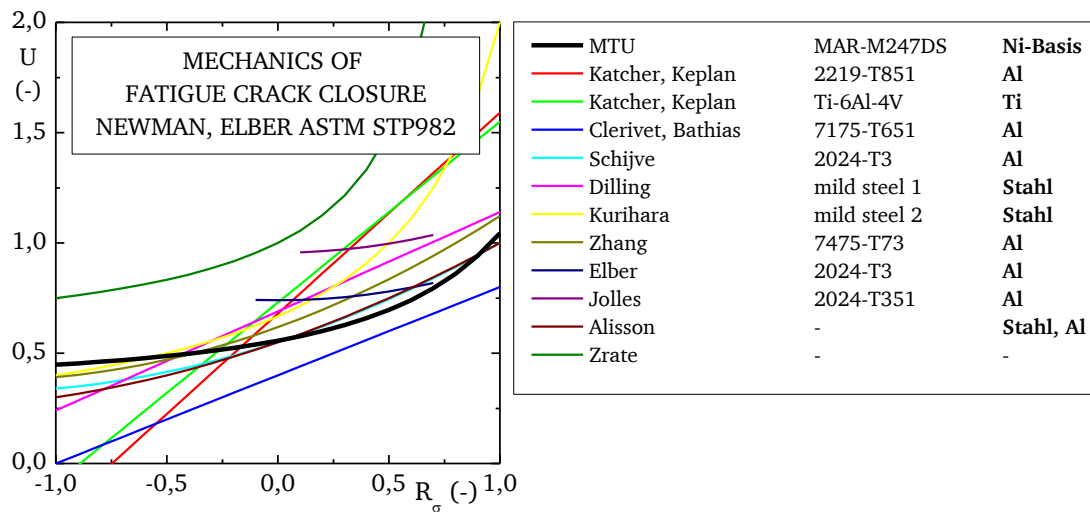


Bild 2-7: Vergleich verschiedener empirischer Korrekturfunktionen aus [27]

Die Akzeptanz der Risssschließformel nach Newman beruht auf ihrer guten Übereinstimmung mit Messwerten an vielen Legierungssystemen über einen weiten Lastbereich. In Bezug auf Rissfortschritt in Nickelgusslegierungen unter Kriech-Ermüdungsbedingungen hat sie jedoch den Nachteil, dass Effekte wie oxidationsinduziertes Risssschließen oder der Einfluss einer grobkörnigen Mikrostruktur nicht mit erfasst. Hier liefert eine empirische Risssschließfunktion, welche unter ähnlichen Bedingungen erstellt wurde, gegebenenfalls eine bessere Beschreibung.

2.1.2 Bruchmechanische Beschreibung von Kriechrissen

Bei der Beschreibung des Risssspitzenfeldes unter Kriechverformung des Materials muss zusätzlich zu der elastisch-plastischen Beschreibung auch viskoplastisches Materialverhalten berücksichtigt werden. In Analogie zum J-Integral erfolgt die Beschreibung durch ein Konturintegral um die Risssspitze, innerhalb des viskoplastisch verformten Volumens. Dieses wird $C(t)$ -Integral genannt. Das zugehörige Risssspitzenfeld ist wieder das HRR-Feld [12].

Die Entwicklung der Kriechzone, in welcher viskoplastisches Verhalten um die Risssspitze auftritt, ist dabei im Gegensatz zur elastisch-plastischen Bruchmechanik abhängig von der Zeit. Zum Zeitpunkt $t = 0$ (direkt bei Belastung, Bild 2-8 a)) ist das Risssspitzenfeld rein elastisch dominiert und kann durch den Spannungsintensitätsfaktor K beschrieben werden, sofern die plastische Zone als klein angenommen werden kann. Ausgehend von der Risssspitze baut sich für $t > 0$ eine Kriechzone ρ auf, in der die Kriechverformung signifikant gegenüber der elastischen Verformung wird (siehe Bild 2-8 b)). Innerhalb der Kriechzone wiederum kann ein Feld gefunden werden, in dem die Spannungsverteilung durch $C(t)$ bestimmt ist. Da $C(t)$ nicht wegunabhängig ist, bleibt seine Gültigkeit auf diesen Bereich beschränkt. Im sogenannten Kurzzeitbereich bis zur sogenannten Übergangszeit (engl. transition time, t_T) dominiert daher das linear-elastische Nahfeld R_K . Erreicht die Ausdehnung der Kriechzone die Größe des K -bestimmten Bereichs (Charakteristikum der Übergangszeit t_T (Bild 2-8 c)), kontrolliert $C(t)$ den Risssspitzenzustand. Stellt sich ein stationärer Kriechzustand im gesamten

Bauteil ($t \rightarrow \infty, \dot{\sigma} = 0$, Bild 2-8 d)) ein, wird das Kontur-Integral um die Rissspitze zeit- und wegunabhängig und in C^* umbenannt [12].

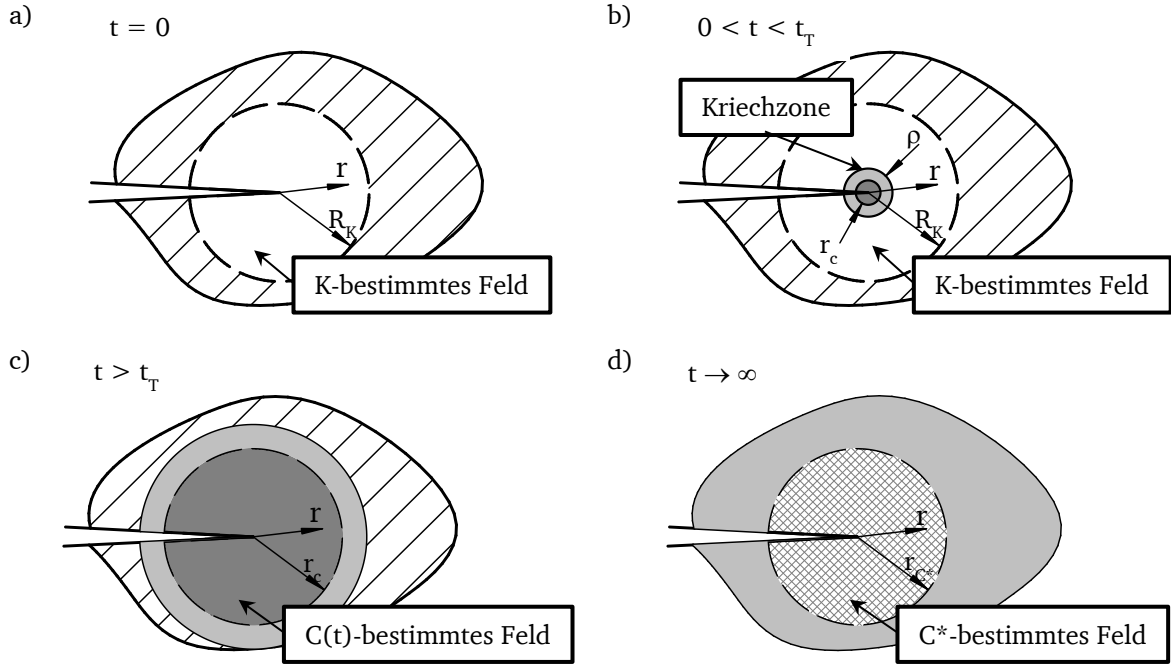


Bild 2-8: Zeitliche Entwicklung des Rissspitzenfeldes, nach [12]

Analog zu Gleichung 2-22 kann C^* durch

$$C^* = C(t \rightarrow \infty) = - \frac{d\dot{\Pi}^I}{da} \bigg|_{\dot{u}_F} \quad 2-34$$

definiert werden [12]. Für die Geometrie der Corner-Crack Probe sind in der Literatur folgende Lösungen zu finden: C_{ref}^* aus [28], $C_{dV/dt}^*$ aus [29] und C_{CS}^* aus [30].

$$C_{\text{ref}}^* = A \cdot \sigma_{\text{ref}}^{n-1} \cdot K_I^2 \quad 2-35$$

$$C_{dV/dt}^* = \frac{P \dot{\Delta}_c}{B(W-a)} \cdot \frac{n}{n+1} \quad 2-36$$

$$C_{\text{CS}}^* = Y^{Pl} \left(\frac{a}{W} \right) \cdot \frac{n}{n+1} B_n \sigma_{\text{net}}^{n+1} \cdot a \quad 2-37$$

Für die Erläuterung der verwendeten Variablen wird auf die jeweiligen Literaturstellen verwiesen. Wie bereits erwähnt ist die Dominanz der Kriechzone um die Rissspitze eine notwendige Voraussetzung für die Anwendbarkeit dieses Parameters. Zwei Kenngrößen zur Beurteilung des Kriechzustands sind die Übergangszeit t_T und die Größe der Kriechzone zu diesem Zeitpunkt $r_{\text{cr}}(t_T)$. Mit der Annahme $C(t_T) \approx C^*$ können nach [28] Abschätzungen für diese Größen getroffen werden:

$$t_T = \frac{K^2}{(n+1) \cdot E \cdot C^*} \quad 2-38$$

$$r_{\text{cr}}(t_T) = \left(\frac{K^2}{2\pi} \right)^{\frac{n+1}{n-1}} \cdot \left(\frac{I_n \cdot A_0}{C^*} \right)^{\frac{2}{n-1}} \quad 2-39$$

An dieser Stelle wird darauf hingewiesen, dass C^* die Situation eines stehenden Risses beschreibt. Bei der Verwendung zur Beschreibung des Risswachstums wird ein diskontinuierliches Rissfortschrittsverhalten vorausgesetzt.

2.1.2.1 Kriechrisswachstum unter Kleinbereichskriechen – Hui-Riedel Feld

Wie zuvor erläutert, ist im Zeitbereich bis zu t_T das K -bestimmte Rissspitzenfeld R_K wesentlich größer als die Kriechzone ρ . Der Fall, dass $\rho \ll R_K$ ist, wird Kleinbereichskriechen oder Kurzzeitbereich genannt. Für diesen Zeitbereich haben Hui und Riedel die Spannungssituation an einer sich zeitlich kontinuierlich bewegenden Risspitze (wachsender Kriechriss) beschrieben. Das nach ihnen benannte Hui-Riedel-Feld ist innerhalb der Kriechzone eingebettet [12,31].

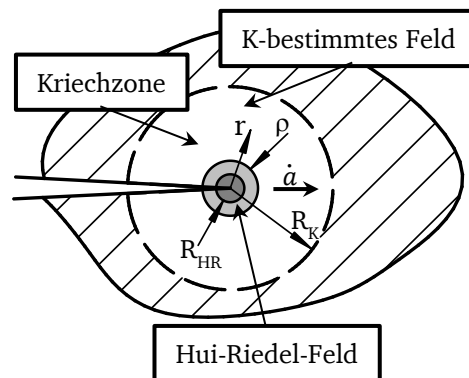


Bild 2-9: Risswachstum bei Kleinbereichsfließen, nach [12]

Die Beschreibung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit unter Kleinbereichskriechen ist so durch den Spannungsintensitätsfaktor K_I möglich:

$$\frac{da}{dt} = \frac{2}{n-2} \cdot \frac{A_n \cdot r_{cr}}{\varepsilon_{cr}} \cdot \left(\frac{K_I}{\sqrt{2\pi \cdot r_{cr}}} \right)^n. \quad 2-40$$

In dieser Gleichung bezeichnen A_n und n die Koeffizienten aus dem Nortonschen Kriechgesetz, ε_{cr} eine kritische Kriechdehnung, welche zum Bruch führt, und r_{cr} der Abstand in dem diese auftritt.

In einigen Literaturstellen wird von breiten Streubändern bei einer Verwendung von K_I zur Beschreibung von Rissfortschritt in Nickelgusslegierungen berichtet, während die Berücksichtigung der Ligamentverformung durch den Parameter C^ eine eindeutigere Beschreibung erlaubt [32,33]. Dennoch gilt es die Gültigkeitskriterien für beide Beschreibungen in jedem Fall explizit zu prüfen.*

2.1.2.2 NSW-Modell

In [34] vergleichen Nikbin, Smith und Webster die Rissfortschrittsgeschwindigkeiten in mehreren Legierungen, unter anderem auch warmfeste Stähle und eine Nickelgusslegierung. Die Untersuchungen an verschiedenen Probenformen und bei verschiedenen Temperaturen werden auf Basis des Parameters C^* bewertet. Sie stellen fest, dass die Zeitstandbruchdehnung ε_f der Materialien und der Grad der Dehnungsbehinderung die wesentlichen Einflussfaktoren für Kriechrisswachstum sind. Unabhängig vom Legierungstyp wird die Näherungsgleichung

$$\frac{da}{dt} = \frac{\beta}{\varepsilon_f} \cdot C^{*0,85} \text{ mit } \beta = \begin{cases} 3 & (\text{ESZ}) \\ 150 & (\text{EVZ}) \end{cases} \quad 2-41$$

angegeben. Diese Näherungen werden in Bild 2-10 mit der gesamten Datenbasis der Untersuchung vergleichend dargestellt. In [35] wird das NSW-Modell, im Rahmen der Messwertstreuung, erfolgreich zur Beschreibung des Kriechrisswachstums in IN-738 LC angewendet.

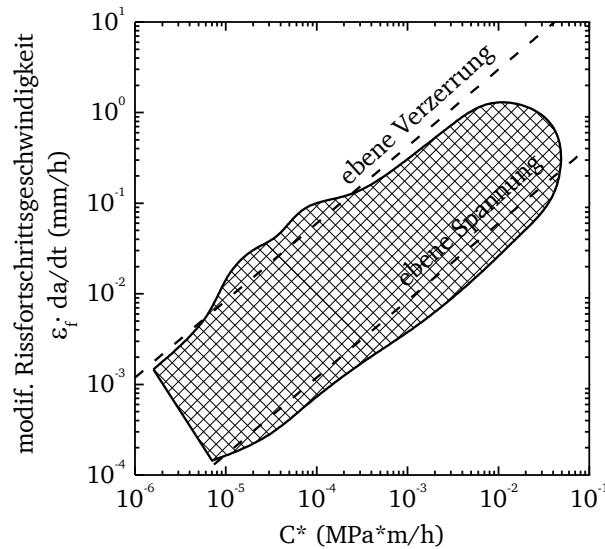


Bild 2-10: Vergleich der Modellgrenzen mit Messwerten für alle untersuchten Materialien, nach [34]

Aufgrund seiner Universalität kann das NSW-Modell auch als Näherungslösung bei unklarer Datenlage zur Auslegung von Komponenten herangezogen werden.

2.1.2.3 Modell zur unstetigen Kriechrissausbreitung

In Nickelgusslegierungen mit mittleren Korndurchmessern von mehreren Millimetern wird die Initiierung von Kriechrissen oftmals abseits der analytisch ermittelten Spannungskonzentrationsstellen wie Rissstartkerben beobachtet, wenn die Kerbe z.B. innerhalb eines großen Kristallits endet. Stattdessen kommt es in diesem Fall eher zu einer Rissbildung an einer Korngrenze im Nahfeld der Spannungskonzentration [35].

Aufbauend auf dieser Beobachtung wurde ein Rissfortschrittsmodell abgeleitet, bei dem die verstrichene Zeit t mit einer um den Faktor λ abgeminderten Zeitstandfestigkeit ($\lambda \cdot R_{uT}$) bei der angelegten Nennspannung $\sigma_{n,pl}$ verglichen wird. Als zugehöriges Rissfortschrittsinkrement pro Zeiteinheit wird in Anlehnung an das NSW-Modell der halbe mittlere Korndurchmesser als kritische Länge r_c gewählt:

$$\Delta a = \left(\frac{\Delta t}{t_{\lambda \cdot R_{uT}(\sigma_{n,pl})}} \right) \cdot r_c \quad 2-42$$

Für IN-738 LC wurde das Modell mit einem Abminderungsfaktor von $\lambda = 0,85$ an Versuchsdaten aus Kriechrissexperimenten an CT- und Corner Crack-Proben angepasst. Die Vorhersage für 850 °C ist zufriedenstellend, während bei 700 °C eine höhere Streubreite der Ergebnisse beobachtet wurde (Bild 2-11 links). In [9] wurde das Modell auf Versuche an C1023 und CM-247 LC angewendet (Bild 2-11 rechts). Das Modell liefert demnach nur dann eine verlässliche Abschätzung, wenn das gesuchte Rissfortschrittsinkrement Δa in der gleichen

Größenordnung wie r_c liegt. Das Zeitintervall Δt sollte für die Abschätzung mehrere Stunden betragen.

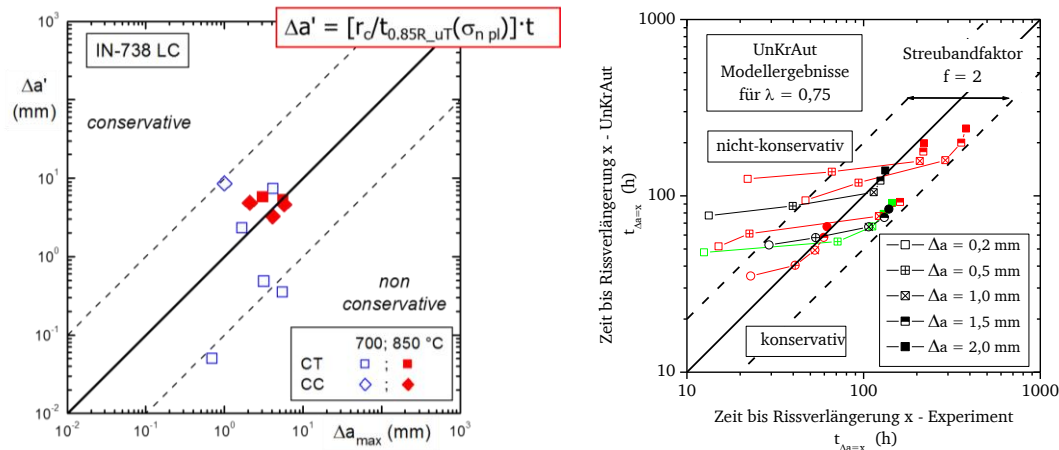


Bild 2-11: Vergleich des Modells zur unstetigen Kriechrissausbreitung mit Kriechrissgeschwindigkeitsmessungen; **links:** in IN-738 LC ($\lambda=0,85$) aus [35], **rechts:** in C1023 und CM-247 LC ($\lambda=0,75$) aus [9].

Aufgrund der systematischen Abweichungen des UnKrAut-Modells im Kurzzeitbereich kommt es zur Risswachstumsvorhersage unter Kriech-Ermüdungsbedingungen nur bei Haltezeiten im Bereich von mehreren Stunden in Frage.

2.1.3 Beschreibung von Rissfortschritt unter TMF-Bedingungen

Zur Beschreibung des Rissverhaltens unter TMF-Bedingungen werden in der Literatur hauptsächlich die bereits vorgestellten linear-elastischen und elastisch-plastischen Bruchmechanikparameter vom Typ ΔK_I bzw. ΔJ herangezogen. In den meisten dieser Untersuchungen werden diese Parameter genutzt, um den Einfluss von Phasenbeziehung, Temperaturschwingweite und anderen Variationen aufzuzeigen. In [4] wurde das Rissfortschrittsverhalten der in dieser Arbeit betrachteten grobkörnigen Nickelgusslegierungen untersucht. Eine weitere kürzlich veröffentlichte Arbeit berichtet von ähnlichen Beobachtungen in Versuchen an RR1000 [36].

Zeitabhängige Vorgänge lassen sich so aufzeigen und es wurde erkannt, dass die für verschiedene TMF-Zyklusformen sich unterschiedlich einstellenden Spannungsverhältnisse eine Berücksichtigung über die effektive Spannungsschwingweite erforderlich machen. Diese konnten jedoch mit den bisher verwendeten Modellen nicht hinreichend abgesichert beschrieben werden. Daher konzentriert sich dieser Abschnitt auf Beschreibungsansätze, welche perspektivisch in der Lage sind, das zeitabhängige, anisotherme Ermüdungsrisswachstum in Nickelgusslegierungen mit ausreichender Genauigkeit vorherzusagen.

Dennoch ist aus historischer Sicht die Verwendung des sogenannten Dehnungsintensitätsfaktors in [11] erwähnenswert. In diesem Konzept wird die Spannung in Gleichung 2-2 durch die mechanische Dehnung ersetzt. Bei linear-elastischem Materialverhalten sind diese ohnehin eindeutig miteinander durch das Hooksche Gesetz verbunden.

$$\Delta K_{I,\varepsilon} = \Delta \varepsilon_{\text{mech}} \cdot \sqrt{a \cdot \pi} \cdot Y \quad 2-43$$

Dieses Konzept ist naheliegend, angesichts der Tatsache, dass die Mehrzahl der TMF-Versuche unter Dehnungsregelung durchgeführt werden. Wie in Bild 2-12 dargestellt, korreliert die Rissfortschrittsrate unter dehnungsgeregelter OP-TMF-Belastung für den untersuchten Werkstoff PWA-1455 im elastischen Bereich mit $\Delta K_{I,\varepsilon}$.

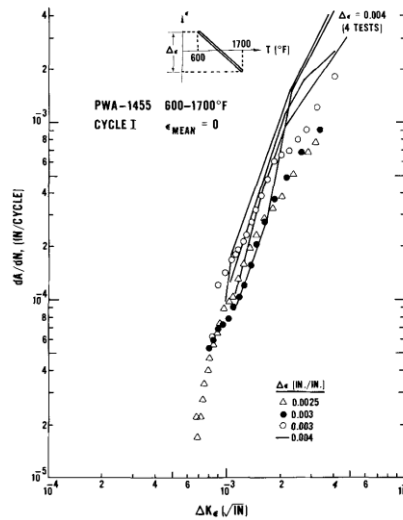


Bild 2-12: Auftragung der gemessenen Rissfortschrittsraten über dem Dehnungsintensitätsfaktor aus [11]

2.1.3.1 Zyklische Rissspitzenöffnungsverschiebung - $\Delta CTOD$

Die zyklische Rissspitzenöffnungsverschiebung $\Delta CTOD$ wurde bereits in 2.1.1.3 eingeführt. Von Neumann wurde in [37] ein mikromechanisch-basierter Ansatz vorgestellt, wonach sich das Rissfortschrittsinkrement pro Zyklus da/dN mit der zyklischen Rissspitzenöffnung $\Delta CTOD$ korrelieren lässt. Eine Skizze zu den geometrischen Verhältnissen ist in Bild 2-13 links gegeben. Das Rissfortschrittsinkrement pro Zyklus ist demnach definiert als:

$$\frac{da}{dN} = \beta \cdot \Delta CTOD \quad 2-44$$

Der Parameter β steht bei einkristallinen Werkstoffen mit der Orientierung der Risspitze zu Gleitsystemen in Verbindung. Sinnvolle Werte liegen im Bereich von 0,3 bis 1. Im Fall von polykristallinen Materialien ist β im wesentlichen werkstoffabhängig [30,37].

Durch eine analytische Abschätzung von $\Delta CTOD$ kann diese mit dem zyklischen J-Integral in Verbindung gebracht werden. Werden Risssschließeffekte, z.B. durch einen der in 2.1.1.4 vorgestellten Ansätze berücksichtigt, lässt sich der effektive Wert $\Delta CTOD_{eff}$ aus der Kraft-Verschiebungsinformation für ein Schwingspiel berechnen. In [30] wurde $\Delta CTOD_{eff}$ für viskoses Materialverhalten erweitert, um zeitabhängige Effekte bei höheren Temperaturen abbilden zu können. Die so erhaltene Entwicklungsgleichung

$$\Delta CTOD_{eff}^{C(t)} = d_n 0.002^{-\frac{1}{n}} \left[\int_{\sigma \geq \sigma_{op}}^t \dot{F}_{C(t)}(t') dt' \right]^{\frac{n+1}{1}} \quad 2-45$$

wurde in [9] für Ermüdungsrissversuche mit Haltezeiten validiert. Zu dem Ansatz in Gleichung 2-44 wurde ein Kurzrisssmodell nach [38] zur besseren Beschreibung von bauteilähnlichen Probenformen eingefügt.

$$\frac{da}{dN} = \beta \cdot (F_{sc}(\Delta a) \cdot \Delta CTOD_{eff,lc})^B \quad 2-46$$

Sowohl isotherme als auch anisotherme Rissfortschrittsverläufe können in einem gemeinsamen Streuband mit Faktor 4,5 in $\Delta CTOD$ -Richtung beschrieben werden (Bild 2-13 rechts).

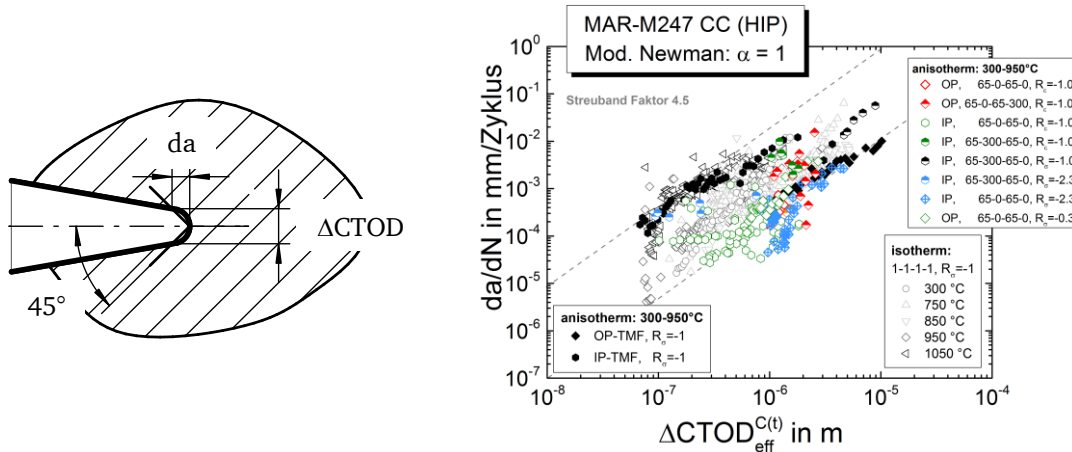


Bild 2-13: links: Skizze zur zyklischen Risspitzenöffnung; rechts: Korrelation zwischen Risswachstum und $\Delta CTOD_{eff}^{C(t)}$ für isotherme und TMF-Versuche an M-247, aus [9]

Die Verwendung des mikromechanisch basierten Parameters $\Delta CTOD$ zur Beschreibung der TMF-Lebensdauer von Turbomaschinen-Komponenten ist ein verbreitetes Konzept. Es basiert letztlich auf einer Risswachstumsvorhersage, ausgehend von einer postulierten Ausgangsdefektgröße. Ein wesentlicher Vorteil gegenüber anderen Modellen ist die Anwendbarkeit auf eine Vielzahl von metallischen Werkstoffklassen, sofern zeitabhängige Effekte eine untergeordnete Rolle spielen. Die angestrebte Erweiterung für zeitabhängiges Verhalten ist aufgrund der Betriebsbedingungen von Turbinenbauteilen sinnvoll. Aus Sicht des Autors gibt es jedoch einige Kritikpunkte an diesem Konzept:

- Die Wirkung temperatur- und zeitabhängiger Schädigungseffekte in Nickelgusslegierungen bei Temperaturen von über 850 °C wird möglicherweise nicht vollständig erfasst. Dies führt bei Zyklusformen, in denen diese maßgeblich sind (z.B. kraftgeregelte IP-TMF-Versuche), zu einer Unterschätzung des Rissfortschritts und damit auch der vergleichsweise hohen beobachteten Streubreite.
- Eine direkte Verbindung zwischen dem Parameter und der Phänomenologie des beobachteten Rissfortschritts kann meist nicht gefunden werden.
- Zur Bewertung eines zyklischen Lastfalls wird immer die vollständige Spannungs-Dehnungs-Hysterese benötigt. Zur Vorhersage von Rissfortschritt in einem gegebenen Problem sind daher immer aufwendige zyklische Finite-Element-Berechnungen mit anschließendem Post-Processing notwendig. Eine einfache analytische Abschätzung ist nicht möglich.

2.1.3.2 Verformungsarbeitsbasierte Konzepte

In [27] wurde auf Basis der spezifischen irreversiblen Verformungsarbeit W_p der Parameter P_{eff} zur Beschreibung des Rissfortschritts in C1023 entwickelt. Dazu wurde aus dem Vergleich der Rissfortschrittsraten aus kraft- und dehnungsgeregelten TMF-Versuchen bei gleichem Spannungsintensitätsfaktor eine Korrekturfunktion $U(R)$ für den Einfluss der Spannungsverhältnisse unter OP-TMF-Bedingungen erstellt. Der Parameter P_{eff} ist in der Lage, isotherme und anisotherme Ermüdungsrissversuche, sowohl an Corner Crack-, als auch an Lochproben in einem gemeinsamen Streuband zu beschreiben (Bild 2-14).

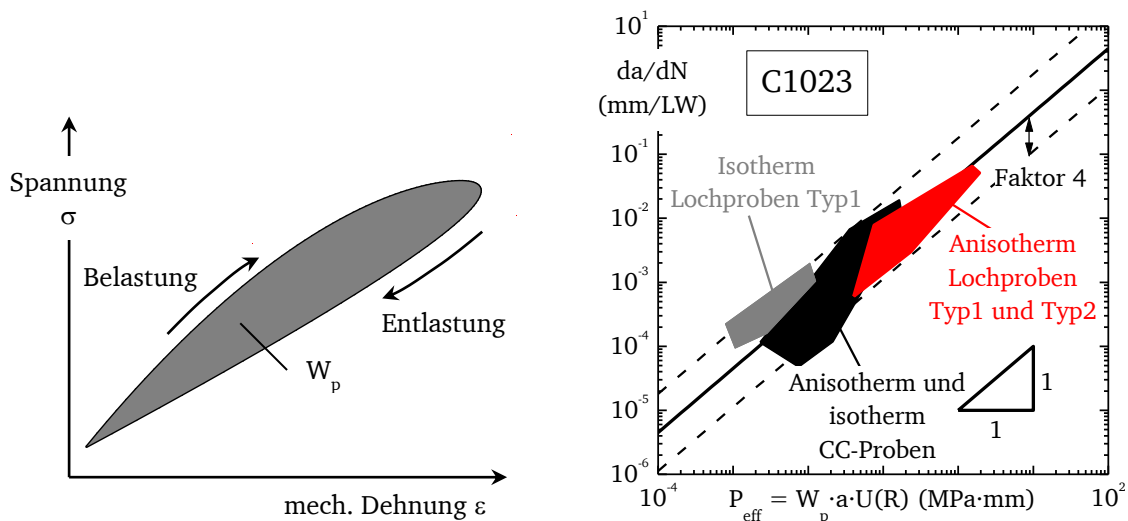


Bild 2-14: links: Skizze zur Bestimmung der reversiblen Verformungsarbeit, rechts: Korrelation zwischen Risswachstum und P_{eff} für isotherme und anisotherme Versuche an C1023 aus [27]

Modellierungsansätze basierend auf der Verformungsarbeit sind prinzipiell in der Lage, die mechanisch-basierte zeitlich-abhängige Schädigung (Kriechen, Relaxation) zu erfassen, da sich diese in der Spannungs-Dehnungs-Hysterese widerspiegelt. Die Nachrechnung von Rissfortschrittsmessungen ist meist kein Problem, da die Hysterese im Versuch aufgezeichnet wird. Zur Vorhersage eines generischen Problems wäre dagegen zunächst eine Modellierung des zyklischen Verformungsverhaltens mit einem elastisch-viskoplastischen Materialmodell notwendig. Da die Verformungsarbeit von der Risslänge abhängig ist, muss die Bewertung eines wachsenden Risses in mehreren Schritten erfolgen.

2.1.3.3 Lineare Akkumulationskonzepte

Lineare Akkumulationskonzepte stellen eine einfache, ingenieurmäßige Beschreibungsmöglichkeit für Lebensdauer und Rissfortschritt von metallischen Werkstoffen unter komplexen Lastbedingungen dar. Darin werden die dominierenden Mechanismen zunächst identifiziert und einzeln beschrieben. Die Modellierung einer Komplexbeanspruchung erfolgt anschließend durch die Summation der Einzelterme. In [39] demonstrierte Saxena, dass das Risswachstum unter Kriechermüdigungsbeanspruchungen so abgebildet werden kann. Eine frühe Anwendung dieses Konzepts auf das Rissfortschrittsverhalten unter TMF-Bedingungen erfolgte durch Nicholas, Heil und Haritos in [40]. In dieser Untersuchung wurde ein Modell der Form

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{\text{total}} = \left(\frac{da}{dN}\right)_{\text{zyklisch-abhängig}} + \left(\frac{da}{dN}\right)_{\text{zeitabhängig}}$$

2-47

für die Schmiedelegierung Inconel 718 angepasst. Dabei wurden sowohl verschiedene Phasenbeziehungen als auch Spannungsverhältnisse korrekt wiedergegeben (Bild 2-15 links).

Akkumulationsmodelle finden auch Anwendung in der Lebensdauervorhersage unter TMF-Bedingungen. In einer grundlegenden Arbeit von Neu und Sehitoglu wurden hierzu Ermüdung, Kriechen und Oxidation als maßgebliche Schädigungsmechanismen identifiziert [41]. Dieses Modell wurde in [42] auf die Nickelgusslegierung Mar-M 247 übertragen und für mehrere TMF-Zyklusformen validiert. Die schädigende Wirkung der Oxidation liegt dabei in der Bildung einer Oxidschicht und eines Verarmungsbereichs an γ' -Ausscheidungen darunter. In Abschnitt 2.2.2 wird dieses Phänomen genauer betrachtet. In [43] wurde gezeigt, dass die von Sehitoglu verwendete Schädigungsdefinition auch zur Vorhersage des Rissfortschritts angewendet werden kann. Zur Vorhersage von unterschiedlichen TMF-Zyklusformen mussten jedoch empirisch angepasste Ersatztemperaturen definiert werden.

In [44] wurde ein ähnliches Modell für die TMF-Rissfortschrittsvorhersage in der Nickel-Einkristalllegierung AM1 entwickelt. Auch hier wurden Schädigungstherme für Kriechen, Ermüdung und Oxidation verwendet. Als Effekt der Oxidation werden dabei eine Versprödung des Materials hinter der Risspitze und die Oxidschichtbildung angenommen. Zur Validierung wurden TMF-Versuche mit Haltezeiten bei T_{max} unternommen. Die Messergebnisse für OP-TMF-Bedingungen konnten erfolgreich wiedergegeben werden. Unter IP-Bedingungen lieferte das Modell (Bild 2-15 rechts) konservative Vorhersagen.

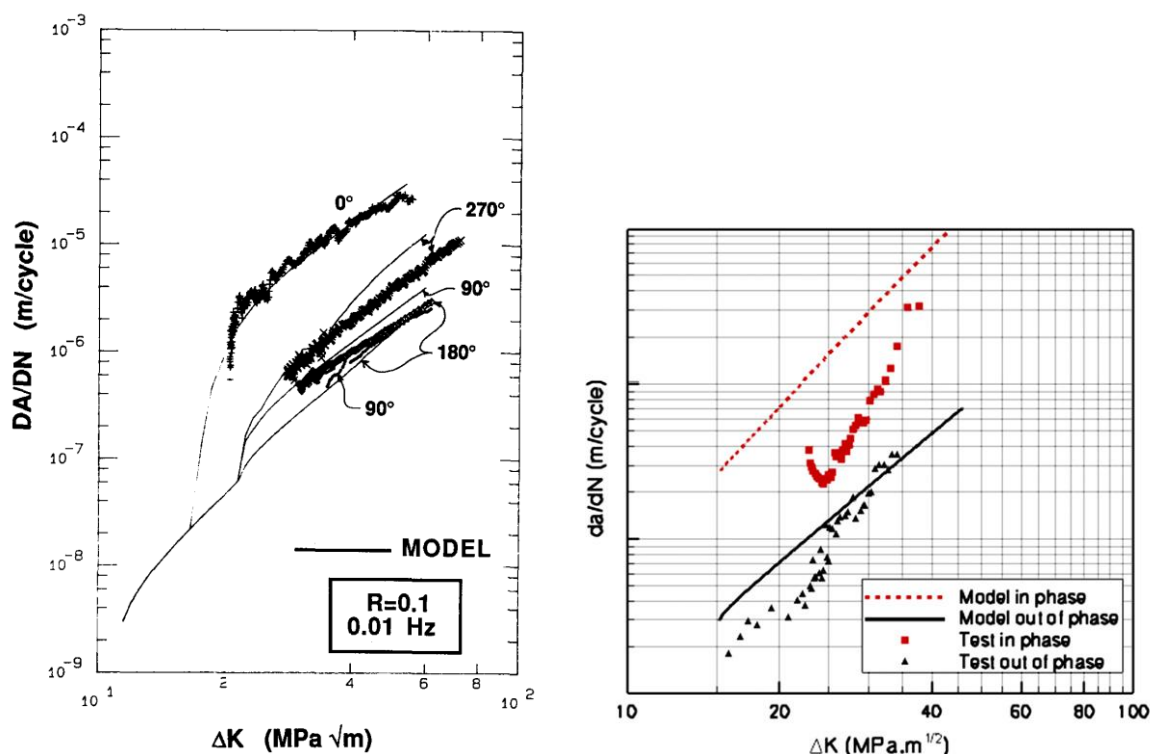


Bild 2-15: links: Messwerte und Modellvorhersagen für den Rissfortschritt in TMF-Zyklen mit verschiedenen Phasenverschiebungen aus [40], rechts: und Vergleich zwischen Modell und experimentellen Messwerten aus [44]

Lineare Akkumulationskonzepte sind zur Modellierung von Rissfortschrittsproblemen im Hochtemperaturbereich weit verbreitet, da sie sehr genaue Vorhersagen liefern. Die Qualität der Beschreibung beruht darauf, dass das Materialverhalten im beobachteten Bereich schon bei der Modellkalibrierung sehr genau abgebildet wird, und eventuelle Besonderheiten miterfasst werden. Außerdem kann die Modellvorhersage von komplexen Belastungen oft phänomenologisch mit dem beobachteten Rissfortschrittsmechanismen in Verbindung gebracht werden.

Diese phänomenologische Natur und damit eine begrenzte Übertragbarkeit ist gleichzeitig auch ein wesentlicher Nachteil. Die Sensitivität der einzelnen Schädigungsterme ist stark werkstoffabhängig, was bei einem Werkstoffwechsel eine umfangreiche Parameteranpassung nötig macht. Prinzipiell besteht die Gefahr, durch die Vernachlässigung von Interaktionen zwischen den Schädigungstermen deren Gesamtwirkung zu unterschätzen. Dies wird durch die Modellvalidierung meist abgesichert. Dadurch entsteht jedoch ein potenzieller Konflikt bei der Trennung der Datenbasis zur Modellkalibrierung und –validierung.

2.2 Nickelgusslegierungen

Für den Betrieb von Verbrennungskraftmaschinen sind hohe Temperaturen unumgänglich. Im Bereich von Gasturbinen erfahren metallische Bauteile trotz Wärmedämmschichten Temperaturen von 1000 °C und höher. Aufgrund ihrer hervorragenden mechanischen Eigenschaften und Korrosionsbeständigkeit werden Nickelgusslegierungen bevorzugt in Fluggasturbinen, Kraftwerken und im Automobilbau als Konstruktionswerkstoffe für Bauteile mit höchster Temperaturbeanspruchung eingesetzt.

Die hierfür benötigte chemische Zusammensetzung und die speziellen Gefügemerkmale von Nickelgusslegierungen werden im Folgenden kurz zusammengefasst. Zusätzlich wird das Oxidationsverhalten von Nickellegierungen vorgestellt. Dieses ist, wie in Abschnitt 2.1.3.3 gezeigt, Bestandteil von Schädigungsmodellen, wird jedoch selten als Teil von Untersuchungen zum mechanischen Werkstoffverhalten betrachtet. Abschließend werden verschiedene Einflussfaktoren auf das Rissfortschrittsverhalten aufgezeigt, die es bei einer Modellerstellung zu berücksichtigen gilt.

2.2.1 Legierungszusammensetzung und Gefügemerkmale

Ihre sehr guten mechanischen Eigenschaften besitzen Nickelbasislegierungen aufgrund ihrer Legierungszusammensetzung und dem besonderen mikrostrukturellen Aufbau, bei dem teilkohärente, intermetallische γ' -Ausscheidungen in der kubisch-flächenzentrierten γ -Matrix eingebettet sind. Diese Anordnung verleiht dem Werkstoff neben einer hohen Festigkeit ein besonders gutes Kriechverhalten [45].

Nickel als Basiselement bildet mit Legierungselementen wie Cr, Co und Mo eine γ -Mischkristallmatrix. Bis zum Schmelzpunkt bei etwa 1455 °C bleibt diese in einer kubisch-flächenzentrierten (kfz) Struktur (siehe Bild 2-16 links). Aus diesem Grund ist keine Strukturstabilisierung durch zusätzliches Legieren erforderlich [46]. Eine Besonderheit des Elementes Nickel ist die hohe Löslichkeit vieler Elemente. Dadurch ist es möglich, u.a. Festigkeit und Kriechbeständigkeit durch hohe Legierungsgrade zu verbessern. Beispielsweise sei hier Aluminium, welches bei etwa 1385 °C bis zu 10 Ma.-% und Chrom, welches bei etwa 1300 °C über 40 Ma.-% in Nickel löslich ist [47,48], genannt. In Bild 2-16 rechts sind die

wesentlichen Bestandteile des Gefüges von Nickelgusslegierungen skizziert. Der γ -Mischkristall bildet die Matrix jeder Nickelbasislegierung.

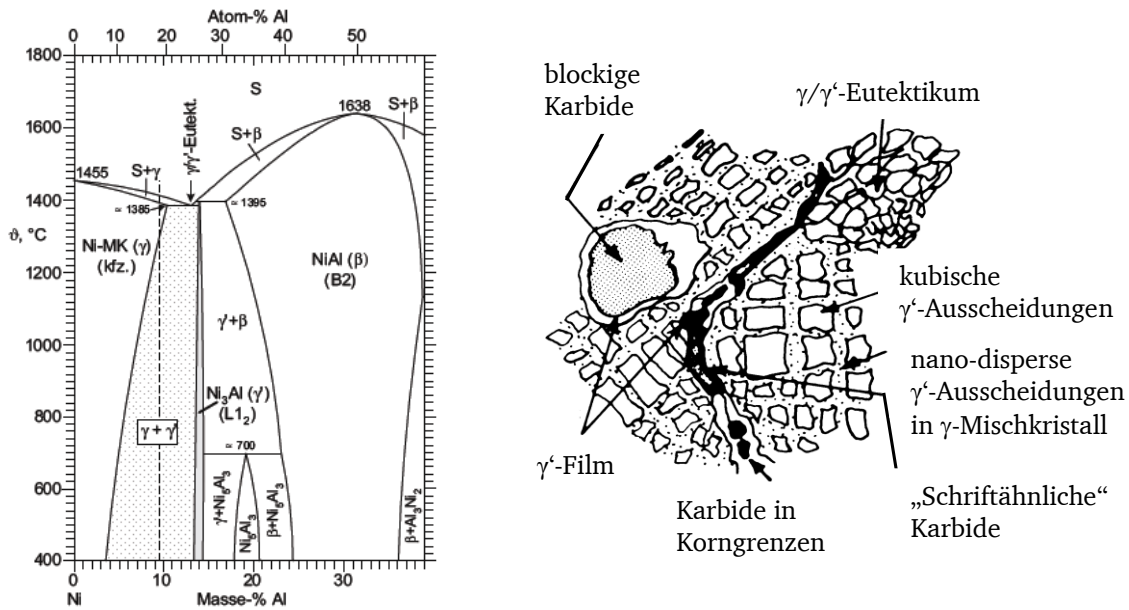


Bild 2-16 links: Nickelreiche Seite des binären Ni-Al-Phasendiagramm aus [45], rechts: Skizze der Gefügebestandteile von Nickelgusslegierungen aus [47]

Die Mischkristallhärtung, einer der zwei auftretenden Härtungsmechanismen, erfolgt vorwiegend durch die Elemente Al, Co, Cr, Nb, Ta, Mo und W. Durch diese Elemente ergibt sich eine Schwankung des Gitterparameters zwischen etwa 0,35 und 0,36 nm, je nach Legierungsgrad. Der γ -Mischkristall sorgt für eine ausreichende Duktilität und Bearbeitbarkeit bei Raumtemperatur und erhöht insbesondere den Widerstand gegen Ermüdung und Rissfortschritt im Betrieb. Des Weiteren besitzt der Mischkristall nach der Herabsetzung der Stapelfehlerenergie durch u.a. Kobalt die Eigenschaft, Versetzungen weit aufspalten zu lassen und trägt daher maßgeblich zur guten Kriechfestigkeit von Nickelbasislegierungen bei. In Tabelle 2.1 sind die Eigenschaften der wichtigsten Legierungselemente von Nickelbasislegierungen zusammengefasst.

Der größte Härtungseffekt bei Nickelbasislegierungen beruht auf der Ausscheidung der γ' -Phase (Ausscheidungshärtung). Die Stöchiometrie dieser intermetallischen Phase ist Ni_3Al . γ' -Ausscheidungen und γ -Matrix sind kristallographisch kohärent, was zu einer guten thermischen Langzeitstabilität führt. Die geringe auftretende Gitterfehlpassung kann durch die Zusammensetzung gesteuert werden kann [47,49]. Die Keimbildung besitzt keine Vorzugsorte und tritt damit homogen im Gefüge auf. Die eckige Form resultiert aus einer γ - γ' -Gitterfehlpassung δ von ca. 0,3, was Spannungen in den kubischen Hauptachsenrichtungen erzeugt. Liegt δ im Bereich von Null bilden sich typischerweise sphärische Ausscheidungen [50]. Der Volumenanteil der γ' -Phase schwankt von Legierung zu Legierung. Bei modernen Einkristall-Legierungen liegt er im Bereich von ca. 65 vol. % [51]. Bei polykristallinen Werkstoffen ist er deutlich geringer, da zum einen meist höhere Chromgehalte verwendet werden, die den Volumenanteil reduzieren, zum anderen ausscheidungsfreie Bereiche entlang der Korngrenzen entstehen [45].

Die wichtigsten Karbidarten in Nickelbasislegierungen sind M_{23}C_6 und M_3C . Karbide, meist Chromkarbide dieser Art scheiden sich vorwiegend an Korngrenzen ab und erhöhen damit

den Widerstand gegen Korngrenzgleiten. Meist ist der Kohlenstoff-Gehalt auf etwa 0,07% begrenzt, um übermäßige Karbidbildung zu vermeiden [45,48].

Tabelle 2-1: Wichtigste Legierungselemente in Nickelgusslegierungen aus [45]

Element	Legierungseffekte
Al	+ Bildung der γ' -Phase + Bildung einer Al_2O_3 -Deckschicht als Langzeitoxidationsschutz + Starke Mischkristallhärtung
B	+ korngrenzwirksames Element, erhöht die Korngrenzkohäsion + verhindert die Bildung von Karbidfilmen auf Korngrenzen
Cr	+ Heißgaskorrosionsschutz durch Cr_2O_3 -Deckschichtbildung + unterstützt Al_2O_3 -Deckschichtbildung + Karbidbildner, hauptsächlich M_{23}C_6 + Mischkristallhärtung
Co	+ reduziert die Stapelfehlerenergie und erhöht dadurch die Kriechfestigkeit + fördert die Ausbildung kubischer γ' -Ausscheidungen + reduziert Al- und Ti- Löslichkeit und erhöht dadurch den γ' -Anteil + verbessert die Lösungsglühbarkeit
Hf	+ vermindert Heißrisse beim Gießen + bindet S ab + verbessert Oxidationsbeständigkeit
Mo	+ Mischkristallhärtung + erhöht den E-Modul + verringert den Diffusionskoeffizienten + Karbidbildner
Ta	+ substituiert Al in γ' , erhöht den γ' -Anteil und verzögert deren Vergrößerung + Mischkristallhärtung + reduziert die Al_2O_3 Wachstumsrate + wirkt Freckle-Bildung entgegen
Ti	+ substituiert Al in γ' und erhöht damit den γ' -Volumenanteil + MC-Bildner
W	+ ähnlich wie Mo + verzögert die γ' -Vergrößerung + Karbidbildner, hauptsächlich MC
Zr	+ Verringert den Korngrenzdifusionskoeffizienten + verhindert die Bildung von Karbidfilmen auf Korngrenzen + bindet S und C ab

Eine Gruppe harter und nicht verformbarer Gefügebestandteile bilden die „topologically closed packed“ (TCP)-Phasen. Sie treten oft nadel- oder plattenförmig auf, verschlechtern das Verformungs-, Zähigkeits- und Ermüdungsverhalten und sind daher unerwünscht. Zu diesen komplex aufgebauten Phasen mit zumeist großer Elementarzelle zählen beispielsweise die σ -, R- und μ -Phase [48].

Die enorme Hochtemperaturfestigkeit des γ/γ' -Verbunds beruht auf einem besonderen Versetzungsmechanismus, dem Kear-Wilsdorf Lock: Die laufenden Versetzungen haben in der Ni_3Al -Phase einen Burgersvektor von $\langle 110 \rangle$. Diese sind auf Grund der geringen Stapelfehlerenergie zumeist in zwei Superpartialversetzungen aus kollinearen $\frac{1}{2}\langle 110 \rangle$ Versetzungen aufgespalten. Die Partialversetzungen sind durch eine hochenergetische Antiphasengrenze voneinander getrennt und spalten zur Energieminimierung wiederum in je

zwei Shockley-Partialversetzungen auf. Dadurch bildet sich ein komplexer Stapelfehler auf der {111}-Ebene. Läuft eine so aufgespaltene Versetzung auf eine γ - γ' -Phasengrenze auf, muss sie klettern, um diese zu überwinden. Da nur ganze Versetzungen klettern können, muss die Versetzung zunächst rekombinieren. Durch die Antiphasengrenzen ist dieser Prozess energieintensiv und erschwert daher die Versetzungsbewegung erheblich. Bei erhöhten Temperaturen ist die Aufspaltung der einzelnen Versetzungen noch größer, die Partialversetzungen also weiter voneinander entfernt, was die Rekombination nochmals erschwert. Bis etwa 800 °C erhöht dieser Effekt die maximale Scherfestigkeit der γ' -Phase und führt zu einer anormalen Festigkeits-Temperaturabhängigkeit bis zu diesem Punkt, auch als „yield strength anomaly“ bezeichnet (siehe Bild 2-17 rechts) [52,53].

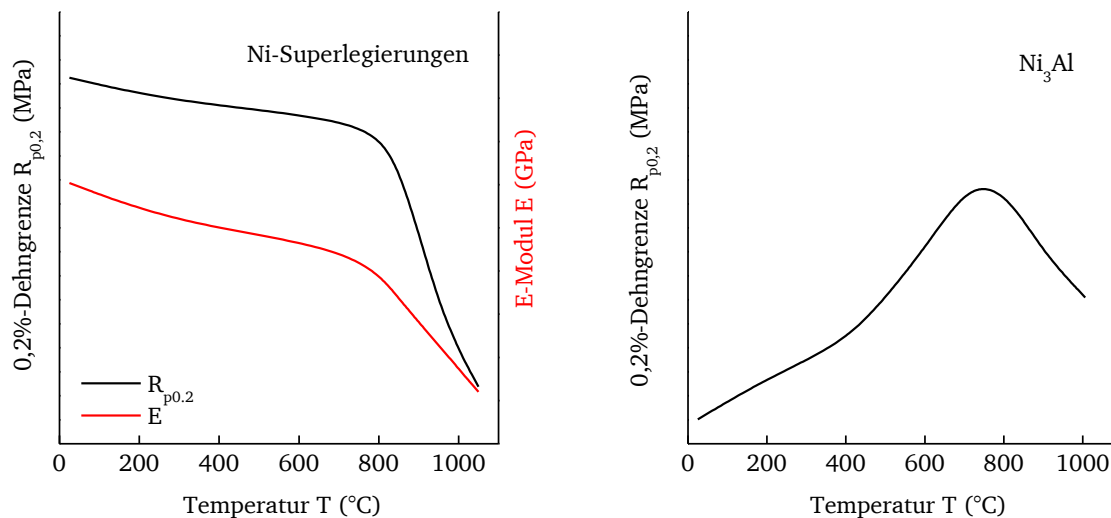


Bild 2-17: Skizzierter Verlauf der 0,2%-Dehngrenze als Funktion der Temperatur; **links:** von Nickel-Superlegierungen, **rechts:** von Ni₃Al, nach [47]

Ein charakteristisches Merkmal von konventionell vergossenen (engl. conventionally cast - CC) Nickelgusslegierungen ist die Größe der Kristallite. Die mittlere Korngröße liegt oft im Bereich von 1-3 mm [4,7–9], in extremen Fällen bis über 5 mm [35]. Im Querschnitt von dünnwandigen Gasturbinenbauteilen und mechanisch-technologischen Proben finden sich daher nur wenige (< 5) Kristallite.

Eine Möglichkeit zur Steigerung der mechanischen Belastbarkeit von Nickelgussbauteilen ist die Anwendung von Abgussverfahren zur gerichteten Erstarrung (engl.: directionally solidified – DS) oder zum Einkristallwachstum (engl. single crystal – SX). Sowohl bei einkristallinen, als auch bei gerichtet erstarrten Bauteilen zeigt die kristallographische Richtung <100> entlang der Längsachse (siehe Bild 2-18). So lässt sich die Anisotropie des E-Moduls im kubisch-flächenzentrierten Kristallsystem ausnutzen, um die Beständigkeit gegen thermische Ermüdung zu erhöhen. Der E-Modul hat entlang der <100>-Richtung den geringsten Wert. Beim Abguss eines Bauteils wird die Erstarrungsachse in die Richtung der größten Wärmedehnungen ausgerichtet. So wird der plastische Verformungsanteil der thermischen Dehnungen so gering wie möglich gehalten [45].

Durch die Eliminierung von Korngrenzen bei einkristallinen, bzw. deren Reduktion in gerichtet erstarrten Nickelgusslegierungen wird zusätzlich Korngrenzengleiten als Ursache für interkristalline Kriechschädigung reduziert und Korngrenzdifusion verlangsamt oder unterbunden. Im Vergleich dazu besitzen polykristalline Werkstoffe schlechtere

Kriecheigenschaften. Sie sind jedoch zum einen günstiger als einkristallin oder gerichtet erstarrte Superlegierungen zum anderen weisen sie bessere Ermüdungseigenschaften bei niedrigeren Temperaturen auf. Daher werden polykristalline Nickelgusslegierungen meist in Bauteilen eingesetzt, die hohen mechanischen Spannungen, jedoch geringer thermischer Belastung ausgesetzt sind [50].

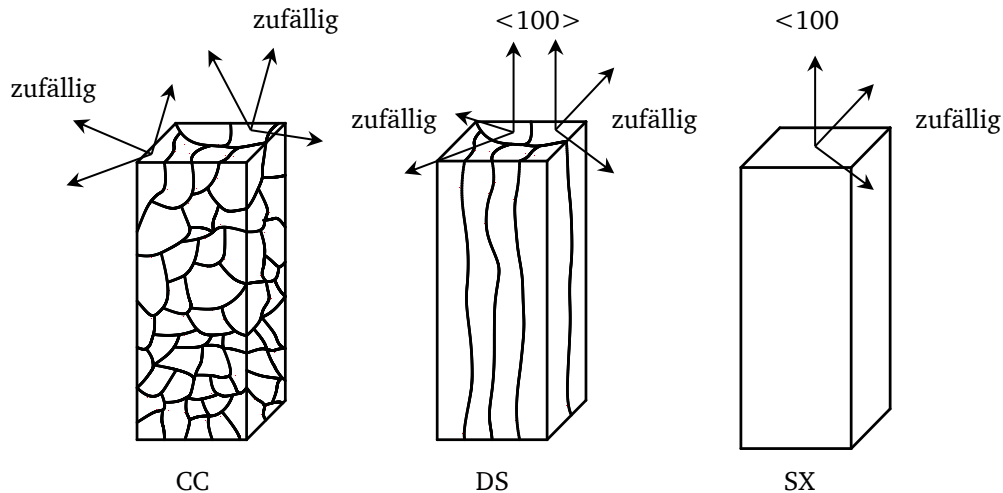


Bild 2-18: Schematische Darstellung der Gefügestruktur aus verschiedenen Gussvarianten; konventionell vergossen (CC), gerichtet erstarrt (DS) und einkristallin (SX), nach [45]

Die Textur von DS- und SX-Bauteilen führt zu anisotropen Verformungsverhalten. Die Bewertung des Rissverhaltens in einem solchen Gefüge mit isotropen Materialkennwerten erscheinen daher problematisch. Durch die vergleichsweise großen Kristallite in polykristallinen Abgüssen kann zumindest für das Nahfeld von kurzen Rissen gleiches erwartet werden.

2.2.2 Oxidationsverhalten

Nickellegierungen reagieren bei hohen Temperaturen mit Sauerstoff aus der Umgebung unter Bildung einer Oxideckschicht. Diese kann passivierend wirken, sofern sie dicht und thermodynamisch stabil ist, eine geringe Selbstdiffusion aufweist und gut haftet [45]. Die Bildung einer Passivschicht führt dazu, dass entweder Metall- oder Sauerstoffionen durch die gebildete Oxidschicht diffundieren müssen, damit weitere Oxidation stattfinden kann. Ist die gesamte Metalloberfläche mit einer ausreichend dicken Oxidschicht überzogen, bestimmt die höchste Diffusionsgeschwindigkeit die weitere Oxidationsrate. Die Minimierung der chemischen Aktivität dient als Triebkraft für die Diffusion. Die Gradienten der Aktivität, und damit auch die Diffusionsströme sind für Sauerstoff- und Metallionen entgegengerichtet. Die auftretenden Diffusionsmechanismen werden im Wagner-Modell beschrieben (siehe Bild 2-19) [54].

Speziell unter Hochtemperatureinfluss kommt der Oxidation eine wichtige Rolle in der Lebensdauerbeschränkung von Bauteilen zu. Bei unbeschichteten Nickellegierungen bildet sich bereits nach kurzer Zeit eine geschlossene Oxidschicht an der Oberfläche des Metalls, welche die weitere Oxidation verlangsamt. Die Art der sich bildenden Oxidschicht ist maßgeblich von der Legierungszusammensetzung und der vorherrschenden Temperatur abhängig. Grob unterteilt trennen sich die Legierungen in Aluminiumoxid (Al_2O_3)- und Chromoxid (Cr_2O_3)-Deckschichtbildner (siehe Tabelle 2-2).

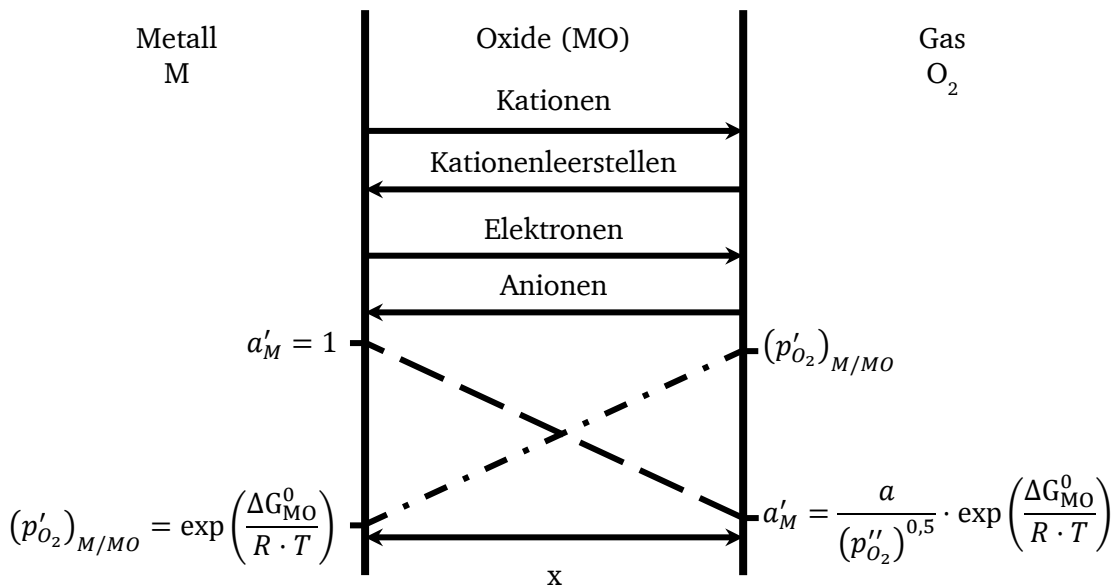


Bild 2-19: Diffusionsströme in oxydischen Passivschichten nach Wagner [54]

Tabelle 2-2: Kategorien von Nickellegierungen nach ihrem Oxidationsverhalten (aus [45])

Cr ₂ O ₃ -Deckschichtbildner	Al ₂ O ₃ -Deckschichtbildner
Al < 4 Ma.-%; Cr > 12 Ma.-%	Al > 4,5 Ma.-%; Cr < 12 Ma.-%
Knet- und Gusslegierungen	nur Gusslegierungen / Superlegierungen
Anwendungstemperatur T ≤ 950 °C	Anwendungstemperatur T > 950 °C
geringe bis mittlere γ'-Gehalte	hohe γ'-Gehalte
primär gute Heißgaskorrosionsbeständigkeit	primär gute Oxidationsbeständigkeit

Bei Temperaturen von über 950 °C versagt der Oxidationsschutz durch Chromoxid-Passivschichten entweder durch sprödes Abplatzen bei Temperaturwechsel oder, unterstützt durch vorhandene Luftfeuchte, Abdampfen der Oxidschicht [55]. Nickeloxid oder Oxide anderer Legierungselemente wie Titan können ebenfalls in der Deckschicht auftreten, jedoch meist als Mischoxide und ohne nennenswerte Passivierungswirkung. Bildet sich eine Oxidschicht, die haftend, dick und dicht genug ist, ist die Diffusion der Sauerstoffionen der geschwindigkeitsbestimmende Schritt des Oxidwachstums. Aus dem 1. Fick'schen Gesetz ergibt für diesen Fall ein parabolischer Verlauf des Oxidschichtwachstums mit der Zeit:

$$d_{Ox}^2 = A_{Ox} \cdot t \quad 2-48$$

Je nach Beschaffenheit des sich bildenden Oxides können mehrere Gesetze für Oxidationsraten aufgestellt werden. Wirkt die sich bildende Oxidschicht nicht passivierend, weil sie z.B. zu dünn oder porös ist, sind die chemischen Prozesse an den Phasengrenzen der geschwindigkeitsbestimmende Schritt der Oxidation. Man erhält einen linearen Zusammenhang zwischen Oxidationszeit und Oxidschichtdicke. Bei Nickelbasislegierungen kann das Gesetz für lineare Oxidation in kurzen Zeitfenstern am Anfang der Oxidation angewendet werden, bevor sich ausreichend dicke Cr- oder Al-Oxide gebildet haben [54]. Unter Temperaturwechselbedingungen kann es durch sprödes Abplatzen von Teilen der Oxidschicht auch zu örtlich unterschiedlichen Oxidationsverhalten kommen. Um den zeitlichen Verlauf unabhängig von vorgegeben Mechanismen zu beschreiben, empfiehlt die

ISO 21608 [56] den parabolischen Wachstumsexponent in eine Variable n umzuwandeln. Da sowohl die Oxidationsreaktion, als auch die Diffusion temperaturabhängig sind, kann der Gesamtprozess durch die Einführung eines Arrheniusterns beschrieben werden. Gleichung 2-48 formt sich dann um zu:

$$d_{\text{Ox}}^{m_{\text{Ox}}} = A_{\text{Ox},0} \cdot \exp\left(-\left(\frac{Q_{\text{Ox}}}{R \cdot T}\right)\right) \cdot t \quad 2-49$$

Dabei ist n_{Ox} , der exponentielle Faktor, welcher sich aus dem Gesamtmechanismus der Oxidation ergibt, $A_{\text{Ox},0}$ der Proportionalitätsfaktor, Q_{Ox} die Aktivierungsenergie für den Oxidationsprozess, R die universelle Gaskonstante; T die Temperatur in Kelvin und t die Oxidationszeit. In Bild 7-6 sind gemessene Oxidschichtdicken nach Auslagerungsversuchen an Al_2O_3 -Deckschicht-bildenden M-247-Legierungen und dem primär Cr_2O_3 -Deckschicht-bildenden Werkstoff C1023 dargestellt. Aufgrund des unterschiedlichen Oxidationsverhaltens wurden verschiedene Anpassungsparameter gewählt. Zum Wachstum konkurrierende Prozesse wie das Abdampfen von Chromoxiden oder Abplatzen führen zu einer großen Streuung der Messwerte. Das Oxidationsverhalten dieser beiden technisch-relevanten Legierungen ist in Anhang B detaillierter dargestellt. Als Richtwert für das Wachstum lässt sich festhalten, dass bei 1050 °C an Luft in beiden Legierungen nach einer Stunde eine Oxiddeckschicht von ca. 1 μm entstanden ist. Bei 950 °C wird dieser Wert erst nach ca. zehn Stunden erreicht.

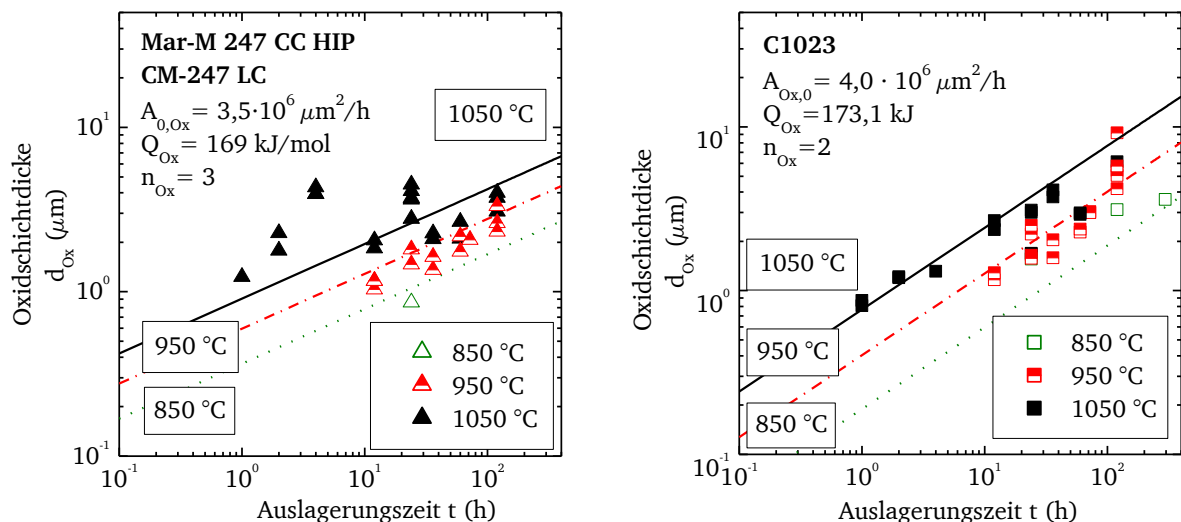


Bild 2-20: Oxidschichtdicke aus Auslagerungsversuchen im Temperaturbereich 850 °C bis 1050 °C verschiedener Nickelgusslegierungen; **links:** M-247 Varianten mit sub-parabolischer Anpassung, **rechts:** C1023 mit parabolischer Anpassung; Daten aus [9] und [57]

Die selektive Oxidation von Legierungselementen an der Oberfläche führt bei hohen Temperaturen zu einer Veränderung der chemischen Zusammensetzung des Gefüges im Grundwerkstoff. Im Fall von Nickelgusslegierungen ist dabei vor allem die Auflösung von γ' -Ausscheidungen durch die Oxidation von Aluminium als kritisch zu betrachten. Der Prozess ist in Bild 2-21 skizziert.

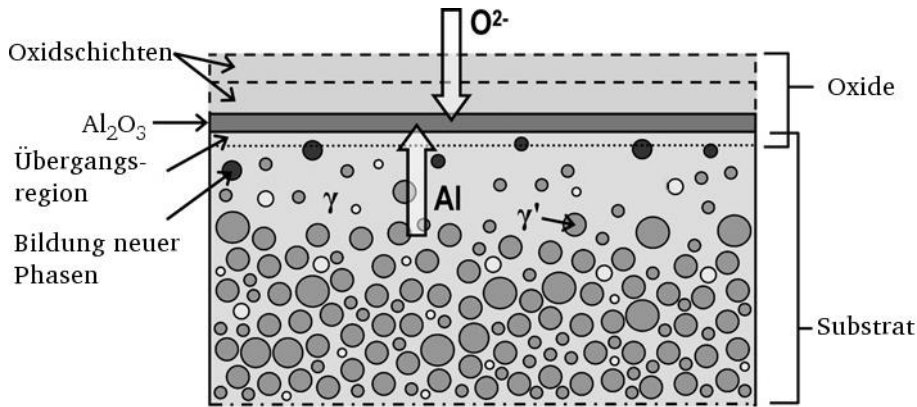


Bild 2-21: Schema einer oxidierten Nickelgussoberfläche aus [58]

Der Verlust der verfestigend wirkenden Ausscheidungen wirkt sich auf die mechanische Stabilität des Randbereichs aus. In [59] wurde daher das Kriechverformungsverhalten von dünnwandigen einkristallinen Nickelgusswerkstoffen auf Basis des Wachstums der Verarmungszone modelliert. Das Wachstum der Verarmungszone spielt in [42] eine wesentliche Rolle bei der Lebensdauervorhersage von M-247 unter anisothermen Bedingungen. In [60] und [44] wird vermutet, dass die Oxidation eine beschleunigende Wirkung auf den Rissfortschritt in Nickelgusslegierungen besitzt. Durch Nanoindentierung an Auslagerungsproben konnte in [61] nachgewiesen werden, dass mit der Auflösung der γ' -Ausscheidungen und dem Verlust von Legierungselementen wie Chrom und Titan zur Bildung der Oxidschicht ein deutlicher Härteverlust einher geht (Bild 2-22). Die grobkörnige Nickelgusslegierung René 80 weist nach 120 h bei 1050 °C eine dicke, jedoch poröse Chromoxidschicht auf. Darunter bilden sich innere Nickel- und Aluminiumoxide. An den Saum innerer Oxide schließt sich eine ca. 30 μm breite ausscheidungsfreie Zone an. Die Härte sinkt in diesem Bereich bis auf die Hälfte des Ausgangszustands ab.

Das Wachstum des γ' -verarmten Bereiches lässt sich wie das Oxidschichtwachstum beschreiben durch eine Gleichung der Form:

$$d_{\gamma'}^{m_{\gamma'}} = A_{\gamma',0} \cdot \exp\left(-\left(\frac{Q_{\gamma'}}{R \cdot T}\right)\right) \cdot t \quad 2-50$$

Dabei ist $d_{\gamma'}$ die Dicke des γ' -verarmten Bereiches, $A_{\gamma',0}$ der Proportionalitätsfaktor, $Q_{\gamma'}$ die Aktivierungsenergie für den Verarmungsprozess, R die universelle Gaskonstante; T die Temperatur in Kelvin und t die Oxidationszeit. Der Faktor $n_{\gamma'}$ ergibt sich aus dem geschwindigkeitsbestimmenden Mechanismus der Verarmung. Für das Wachstum der γ' -verarmten Zone kann prinzipiell ebenfalls ein parabolisches Verhalten angenommen werden ($n_{\gamma'} = 2$), da hier die Diffusion von Aluminium den geschwindigkeitsbestimmenden Schritt darstellt. Dabei ist jedoch wiederum zu beachten, dass damit die Annahme eines quasi-stationären Gleichgewichts getroffen wird.

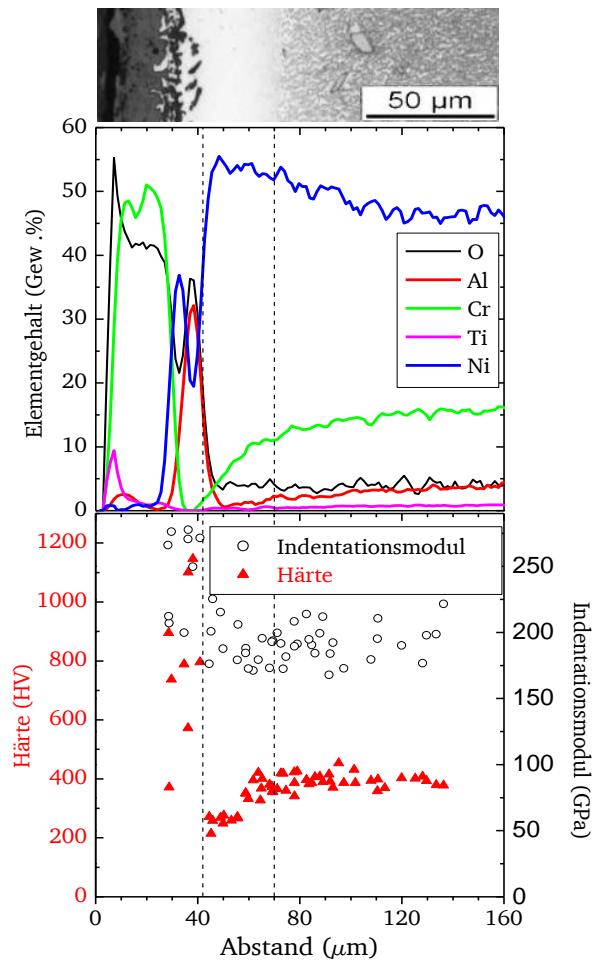


Bild 2-22: Element- und Härteverlauf in der γ' -Verarmungszone aus einem Auslagerungsversuch an René 80 bei 1050 °C für 120 h, aus [61].

2.2.3 Rissfortschrittsverhalten unter Hochtemperaturbedingungen

2.2.3.1 Einfluss des Spannungsverhältnisses R-Verhältnis

In einer Reihe von Untersuchungen [28,62,63] konnte gezeigt werden, dass die Rissfortschrittsrate mit zunehmendem Spannungsverhältnis eine Anhebung erfährt (Bild 2-23 links). Eine wesentliche Ursache für dieses Verhalten sind Risssschließeffekte (vergl. Abschnitt 2.1.1.4). Bei hohen Temperaturen tritt zudem durch die höhere Mittelspannung ein Kriecheinfluss auf. Unter Dehnungskontrolle ändert sich das Spannungsverhältnis im Verlauf eines Lastwechselversuchs aufgrund von werkstoffabhängigen Effekten wie zyklischer Ver- bzw. Entfestigung oder Relaxation. In dehnungskontrollierten Rissfortschrittsversuchen spielt außerdem die abnehmende Steifigkeit der Probe eine wichtige Rolle, was in der Regel zunächst zu einem steilen Anstieg, danach zu einer Verringerung der Rissfortschrittsrate führt (Bild 2-23 rechts). Diese Effekte unterliegen in Nickelgusslegierungen zusätzlich der werkstoffeigenen Streuung.

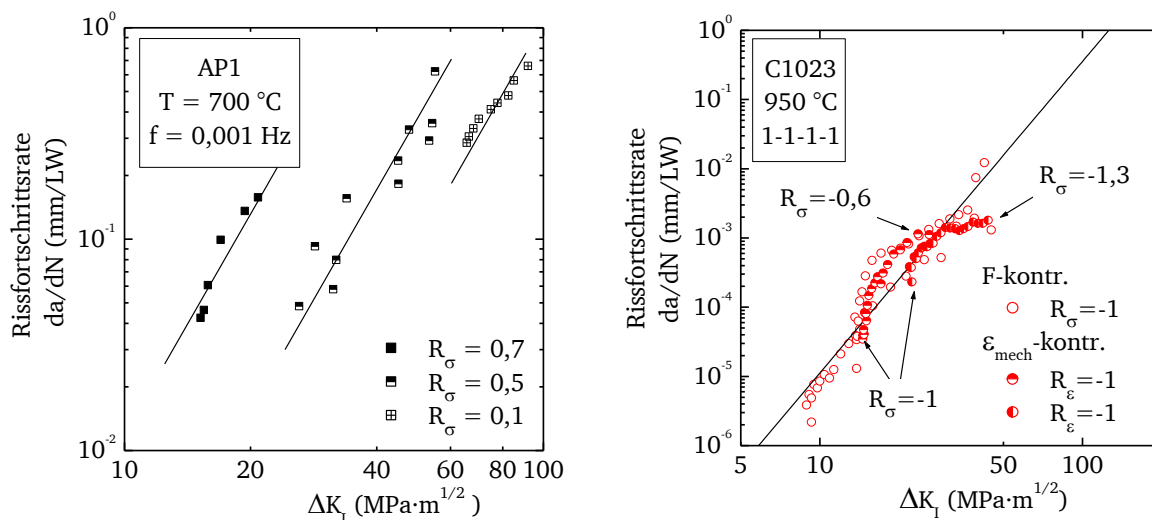


Bild 2-23: Links: Einfluss des Spannungsverhältnisses aus [28], rechts: Einfluss der Regelgröße aus [9]

Verschiedenen Komponenten sind während des Betriebes unterschiedlichen Spannungsniveaus ausgesetzt. Um nicht nur situativ anwendbar zu sein, muss ein geeignetes Rissfortschrittsmodell diesen Effekt wirksam wiedergeben.

2.2.3.2 Einfluss der Temperatur

Isotherme Untersuchungen zum Rissfortschrittsverhalten an Corner Crack-Proben in [4] haben gezeigt, dass die Ermüdungsrissfortschrittsrate bei trapezförmiger Beanspruchung mit 1 s-Haltezeiten in Zug und Druck mit der Temperatur ansteigt. Dieser Anstieg wird bei Mar-M 247 CC HIP (HIP: Nachverdichtung durch heiß-isostatisches pressen), allerdings erst ab 850 °C signifikant (Bild 2-24, links). Die nur geringfügige Beeinflussung der Rissfortschrittsrate unterhalb 850 °C deckt sich mit den Erkenntnissen aus [64] (Bild 2-24, rechts). Hier wurde der Ermüdungsrissfortschritt an MAR-M247 LC FK (FK: feinkorn) an Compact Tension-Proben untersucht (R_σ = 0,01, T = 400 bis 760 °C).

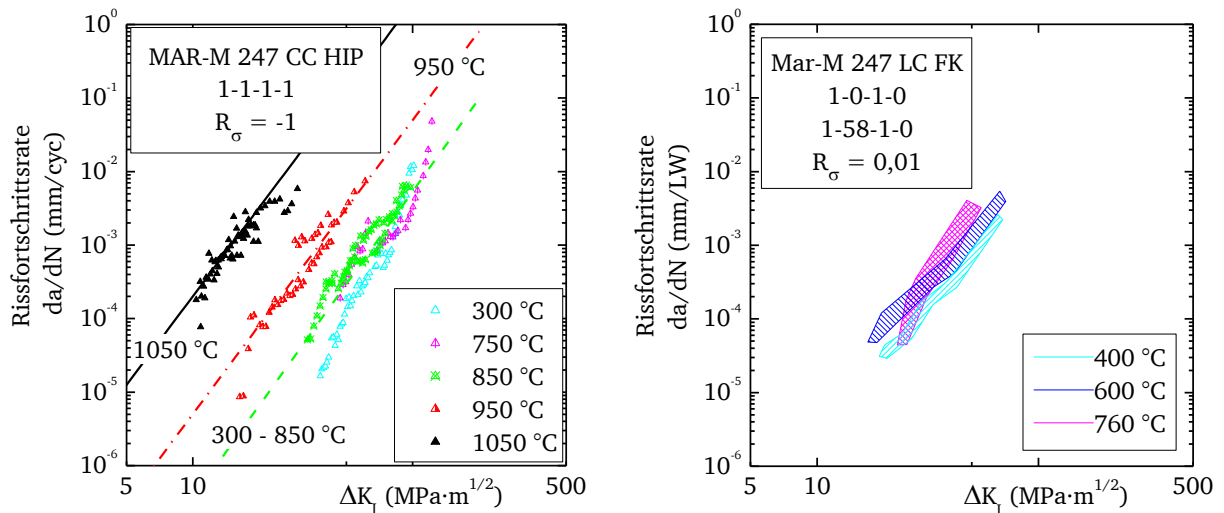


Bild 2-24: Isothermes Rissfortschrittsverhalten von Nickelgusslegierungen; **links:** Mar-M 247 CC HIP aus [49], **rechts:** MAR-M247 LC FK (HIP) aus [64]

Am Werkstoff C1023 wird die Anhebung bereits ab 750 °C beobachtet [4]. In [36] wurde an der pulvermetallurgisch hergestellten Legierung RR1000 ein deutlicher Anstieg der Rissfortschrittsrate bei einer Temperaturerhöhung von 500 °C auf 700 °C festgestellt. Eine naheliegende Erklärung für den Anstieg der Rissfortschrittsrate infolge einer Temperatursteigerung ist die Aktivierung temperatur-abhängiger Effekte. In den Ermüdungsrissversuchen aus [4] sind bei 750 °C keine Kriecheinflüsse während der Haltezeit erkennbar (Bild 2-25 links). Bei höheren Temperaturen wurden dagegen bereits während der kurzen Zughaltezeit von 1 s Kriechverformungen beobachtet (Bild 2-25 rechts).

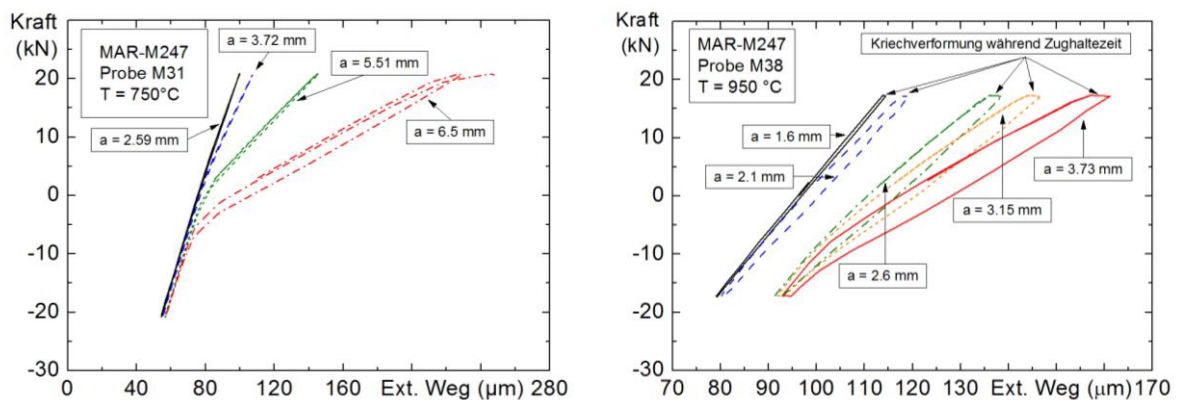


Bild 2-25: Kraft-Verschiebungskurven des Werkstoffs MAR-M247 CC (HIP) bei unterschiedlichen Risstiefen; **links:** bei 750 °C, **rechts:** bei 950 °C [4]

Aus grundsätzlicher Überlegung ist zu erwarten, dass mit der thermischen Aktivierung von Schädigungsprozessen eine Zeitabhängigkeit des Rissfortschritts eintritt. Im Umkehrschluss sollte das Risswachstumsverhalten unterhalb der, offensichtlich materialabhängigen, Temperaturschwelle von der Zykluszeit unabhängig sein. Dies wird in den Untersuchungen in [36] und [64] bestätigt. In Abschnitt 2.2.3.4 werden die Aspekte der Zeitabhängigkeit genauer vorgestellt.

2.2.3.3 Einfluss von TMF-Bedingungen

Wie bereits in der Diskussion der Modellierung anisothermen Rissfortschrittsverhaltens (Abschnitt 2.1.3) erwähnt, ist der Einfluss des Temperaturwechsels abhängig von der Phasenverschiebung φ . Ein simpler Erklärungsansatz hierfür ist, dass die notwendige Rissöffnung bzw. Zugbelastung der Risspitze zu unterschiedlichen Zeitpunkten und damit auch bei verschiedenen Temperaturen auftritt. Aus der gerade vorgestellten Temperaturabhängigkeit lässt sich demnach vermuten, dass unter IP-TMF Bedingungen ($\varphi=0^\circ$) das Rissfortschrittsverhalten bei Maximaltemperatur, bei OP-TMF Bedingungen ($\varphi=180^\circ$) jedes bei der Minimaltemperatur maßgeblich ist. Unter kraftgeregelten Bedingungen ist dies weitgehend richtig. Pretty et. al. zeigen das in einer umfassenden Untersuchung am dem pulvermetallurgisch hergestellten Werkstoff RR1000 (Bild 2-26) [36]. Bei sogenannten „Diamant“-TMF-Zyklen ($\varphi \pm 90^\circ$) spielt zusätzlich die Lastfolge eine Rolle.

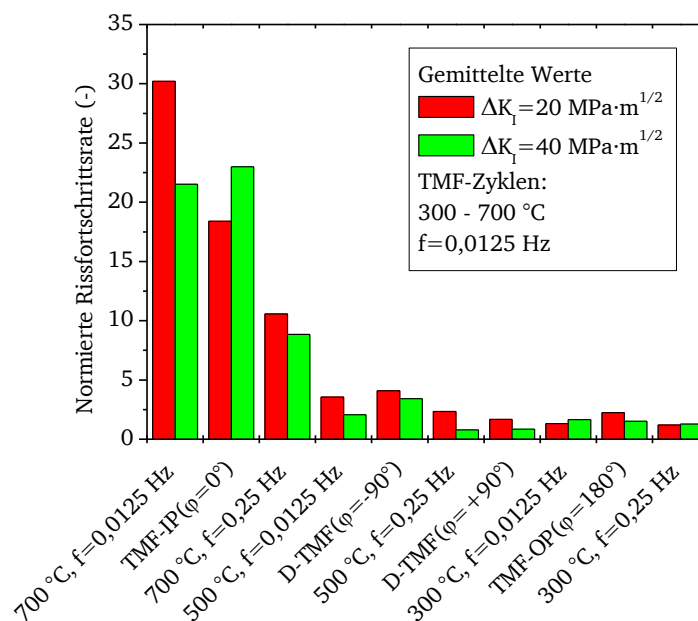


Bild 2-26: Vergleich von normierten Rissfortschrittsraten bei zwei ΔK_I -Werten aus isothermen und anisothermen und Versuchen an RR1000, aus [36]

Unter Kraftregelung wurde in [4] an den Werkstoffen Mar-M 247 CC HIP und C1023 das gleiche TMF-Rissverhalten beobachtet (Bild 2-27). In der Realität ist die Belastung von Bauteilen durch thermische Spannungen jedoch oft dehnungskontrolliert [65]. Daher finden auch Untersuchungen zur TMF-Lebensdauer meist dehnungskontrolliert statt. Hierfür bestehen internationale Prüfnormen und Handlungsempfehlungen (engl.: Code-of-Practice, CoP) [66–68]. Wie bereits diskutiert, kann es unter Dehnungskontrolle, z.B. durch Relaxationsprozesse, zu einer Veränderung der Mittelspannung im Versuch kommen. In dehnungskontrollierten Vergleichsversuchen an C1023 und M-247 aus [9] wurde beobachtet, dass sich unabhängig vom Lastniveau unter OP-TMF-Bedingungen eine Verschiebung in den Zugbereich mit einem mittleren Spannungsverhältnis von $R_\sigma = -0,3$ einstellt. Bei IP-TMF-Belastung bewegen sich die Spannungsspitzenwerte in den Druckbereich. Das mittlere Spannungsverhältnis liegt dann meist zwischen -2 bis -4.

Dies führt dazu, dass Rissfortschrittsmessungen unter Dehnungskontrolle bei OP-TMF-Bedingungen wesentlich höhere Werte liefern als unter Kraftkontrolle mit dem üblicherweise

geprüften Lastverhältnis $R_\sigma = -1$ (Bild 2-27). Führt man einen kraftgeregelten TMF-Rissfortschrittsversuch mit ähnlichem Spannungsverhältnis ($R_\sigma = -0,3$) durch, werden annähernd gleiche Rissfortschrittsraten beobachtet. Unter dehnungskontrollierter IP-TMF-Belastung können Relaxationsprozesse bei hoher Temperatur wiederum dazu führen, Zugbelastungen abzubauen und das Risswachstum wird stark verlangsamt. Um eine massive Unter- oder Überschätzung der Rissausbreitung unter TMF-Bedingungen zu vermeiden, muss eine Bewertung des Lastzyklus auch das Spannungsverhältnis bzw. den zeitlichen Verlauf der Spannungen berücksichtigen.

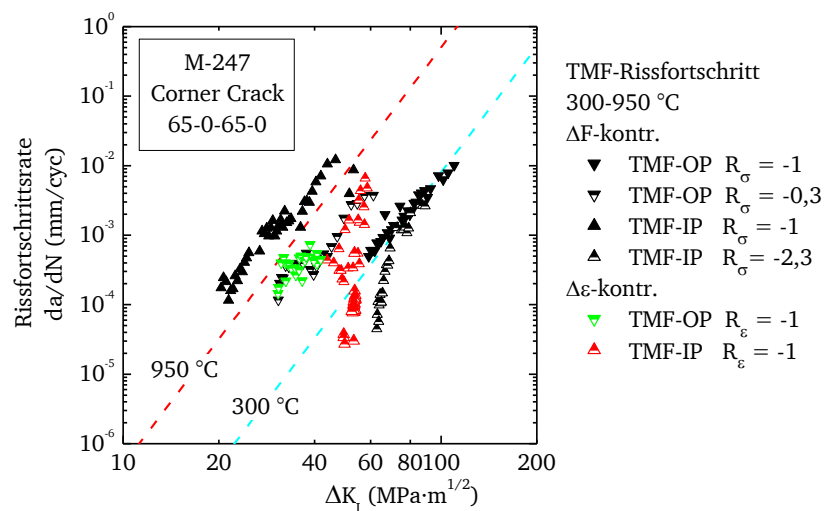


Bild 2-27: Vergleich von Rissfortschrittsraten aus kraft- und dehnungs-kontrollierten TMF-Versuchen an M-247, Daten aus [36]

Die Erfassung des Rissfortschritts unter TMF-Bedingungen ist prüftechnisch aufwendig, zeit- und kostenintensiv. Außerdem sei noch einmal darauf hingewiesen, dass hierfür bisher keine dedizierten Prüfnormen oder Handlungsempfehlungen entwickelt wurden. Die Rückführung des TMF-Verhaltens durch isotherme Messungen ist seit Beginn der Untersuchungen ein zentrales Ziel. Es ist wesentlich wirtschaftlicher, die Prüfungen unter TMF-Bedingungen auf repräsentative Lastfälle zur Modellvalidierung zu beschränken.

2.2.3.4 Einfluss zeitabhängiger Effekte

Das Ermüdungsrissfortschrittsverhalten wird wesentlich von der Prüffrequenz beeinflusst. In der Literatur sind dazu ausführliche Untersuchungsergebnisse dokumentiert. Eine Änderung der Prüffrequenz kann einerseits durch einen Einschub einer Haltezeit andererseits durch Änderung der Belastungsgeschwindigkeiten hervorgerufen werden. So wurde in [69] die Rissfortschrittsrate bei unterschiedlichen Prüffrequenzen für die Nickellegierung AP1 ermittelt. Bei der gewählten Werkstoff/Temperatur-Kombination wurde eine Anhebung der Rissfortschrittsrate mit abnehmender Prüffrequenz beobachtet (Bild 2-28 links). Ähnliche Untersuchungsergebnisse wurden in [63] vorgestellt. Hier wurde anhand einer Reihe von Versuchen der Prüffrequenzeinfluss an der Nickelgusslegierung IN 738 LC diskutiert. An M-247 Legierungen wurde in [7,9] stichprobenartig der Haltezeiteinfluss auf den Ermüdungsrissfortschritt betrachtet (Bild 2-28 rechts). Bei 850 °C kam es nur zu einer geringen Anhebung der Rissfortschrittsrate infolge der Haltezeit. Bei 950 °C ist dagegen eine deutliche Steigerung zu beobachten. Dies deckt sich mit der Aussage in [4], dass bis

einschließlich 850 °C das Rissverhalten für MAR-M247 CC kaum durch zeitabhängige Effekte beeinflusst wird.

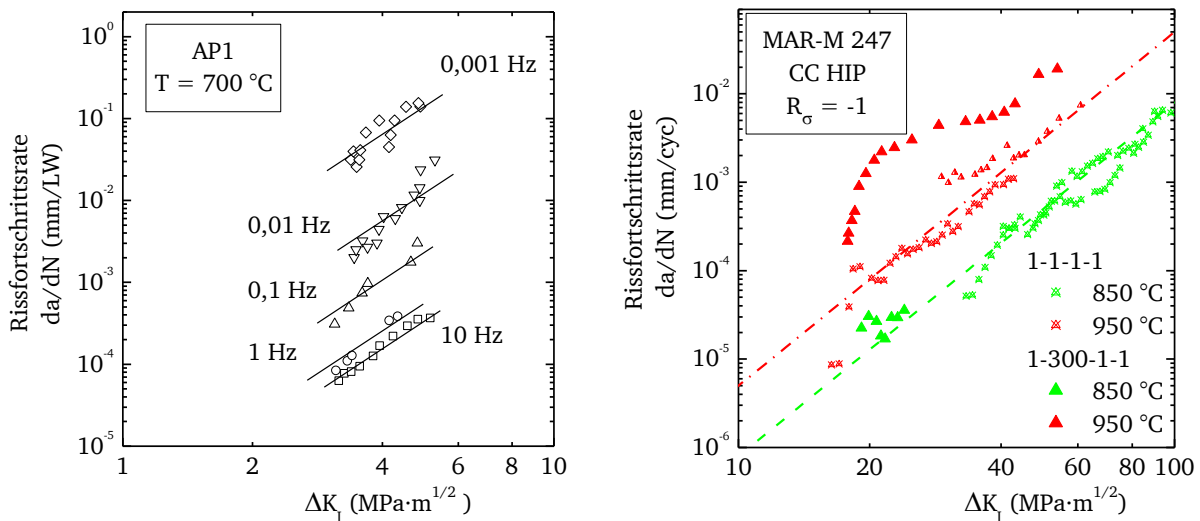


Bild 2-28 links: Prüffrequenzeinfluss auf das Rissfortschrittsverhalten der Nickellegierung AP1 bei 700 °C [69], rechts: Einfluss einer Zughaltezeit auf das Rissfortschrittsverhalten in M-247 [9]

Als Ursache für die Anhebungseffekte wird in [63,70] der zunehmende Kriecheinfluss genannt. Es stellt sich jedoch die Frage, inwiefern temperatur- bzw. zeitabhängige Oxidationsvorgänge an der Risspitze daran beteiligt sind. Dazu werden üblicherweise Rissfortschrittsraten an Luft und Vakuum (oder Schutzgasatmosphäre) miteinander verglichen. Untersuchungen an den Nickellegierungen René 95 [71] und Udimet 720 Li [72] zeigen, dass die Atmosphäre bzw. Oxidationsprozesse den überwiegenden Anteil des zeitabhängigen Einflusses ausmachen (Bild 2-29). Bei ausreichend hoher Prüffrequenz nähern sich die Verläufe der Rissfortschrittsmessungen an. Versuche mit langen Zughaltezeiten unter Vakuum erfahren nur eine geringfügige Anhebung der Rissfortschrittsrate.

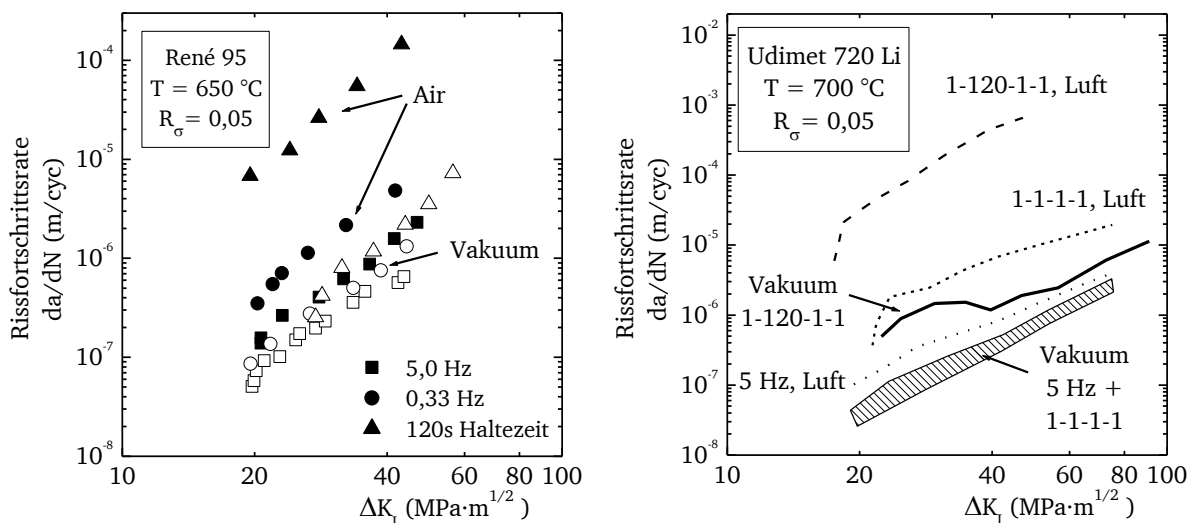


Bild 2-29: Effekt der Prüffrequenz bzw. Zughaltezeiten auf die Rissfortschrittsrate an Luft und im Vakuum; links: in René 95 aus [71], rechts: an Udimet 720 Li aus [72]

Vergleichende fraktographische Untersuchungen von Ermüdungsrissverläufen aus Versuchen an Luft und Vakuum zeigen unterschiedliche Rissausbreitungsmechanismen [73]. Ermüdungsrisse in Udimet 720 Li an Luft verlaufen vorwiegend interkristallin und weisen ein hohes Maß an Verzweigung und Sekundärrissinitiierung entlang von Korngrenzen im Nahfeld des Hauptrisses auf (Bild 2-30 links). Unter Vakuum erfolgt der Rissfortschritt weitgehend transkristallin und ohne Verzweigung (Bild 2-30 rechts). Dieses Erscheinungsbild würde man für einen Ermüdungsriss bei Raumtemperatur erwarten, dessen Ausbreitung vorwiegend normalspannungskontrolliert durch das Versagen des Materials aufgrund der Spannungsüberhöhung direkt an der Risspitze stattfindet [13].

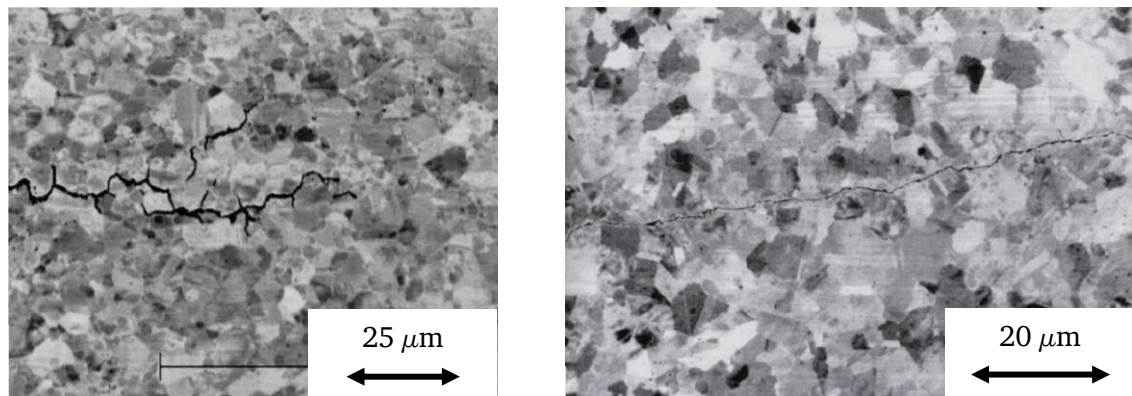


Bild 2-30: Rissverläufe aus Ermüdungsrissversuchen an Udimet 720 bei 650 °C; **links:** an Luft, **rechts:** unter Vakuum; aus [73]

Ein ähnliches Verhalten wurde in [74] an der Nickellegierung In 718 festgestellt. Ursächlich hierfür ist bei dieser Legierung eine Versprödung von Korngrenzen durch selektive Oxidation. Die Überlagerung von Haltezeiten an Luft führt bei dieser Legierung daher zu einer deutlichen Erhöhung der Rissfortschrittsrate [75,76]. Andere nickelbasierte Legierungen zeigen diese Empfindlichkeit nicht. In [77] wurden die grobkörnigen Gusswerkstoffe René 80 und In 738 bei einer vergleichsweise hohen Temperatur von 927 °C unter Ermüdungs- und Kriechbelastung untersucht. In beiden Werkstoffen führt der Ausschluss von Sauerstoff zu einer Herabsetzung der Ermüdungsrissfortschrittsrate (Bild 2-31 links). Das Kriechrissverhalten beider Werkstoffe bleibt dagegen weitgehend unbeeinflusst von der Atmosphäre. Erst bei sehr hohen K_I -Werten führt der Ausschluss von Sauerstoff zu einer Absenkung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit.

Eine Erklärung dafür liegt in den unterschiedlichen Ausbreitungsmechanismen von Kriech- und Ermüdungsrissen. Beim Ermüdungsrisswachstum wird im Allgemeinen ein zyklisches Versagen des Materials an der Risspitze aufgrund der Spannungsüberhöhung erwartet. Die erwartete Ausbreitungsrichtung ist dann senkrecht zur Belastungsrichtung. Die Prozesszone befindet sich direkt an der Risspitze, wo das belastete Material mit der Umgebung in Kontakt steht. Oxidation oder eine andere Umwelteinflüsse können hier zu einer Herabsetzung des Risswiderstands und somit zu einer Erhöhung der Rissfortschrittsrate führen [78].

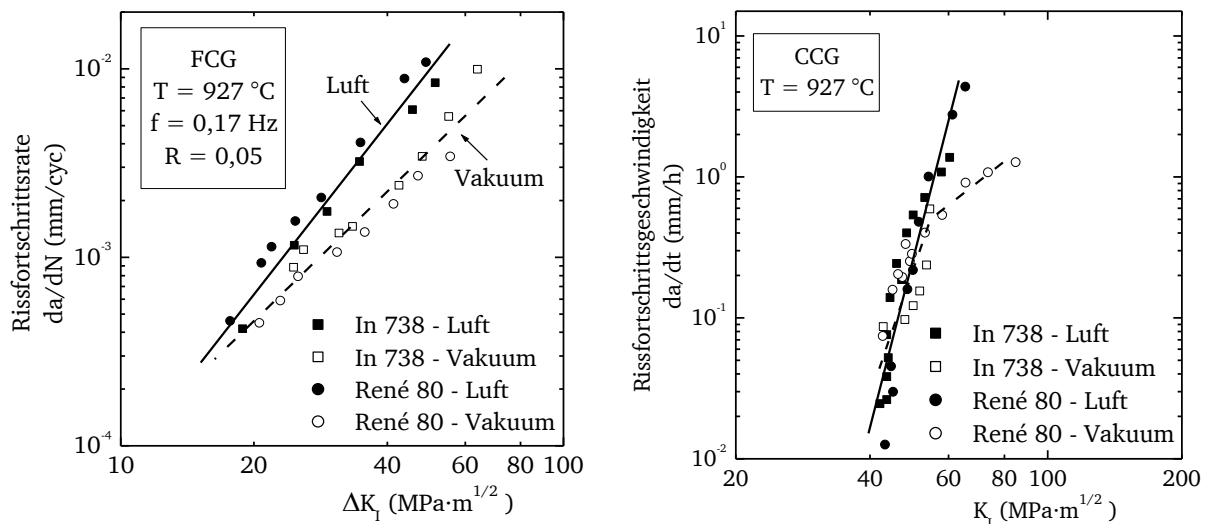


Bild 2-31: Vakuumeinfluss in den Nickellegierungen René 80 und In 738 bei 927 °C, **links:** unter Ermüdungsbelastung, **rechts:** unter statischer Belastung; aus [77]

Kriechrissinitiierung und -ausbreitung in grobkörnigen Nickelgusslegierungen findet dagegen vorwiegend interkristallin statt [35]. Die Ursache liegt in inneren Grenzflächen wie Korngrenzen und Dendritenarme, die als Schwachstellen in der unter Kriechbedingungen ausgedehnten Prozesszone versagen (siehe Bild 2-32). Anschließend verbinden sich die so entstehenden Mikrorisse un stetig mit der Risssspitze [75]. Da sich diese Mikrorisse zunächst im Ligament bilden, besteht im Allgemeinen zunächst kein Kontakt mit der Atmosphäre. Das Risswachstum wird daher nicht durch Oxidation, sondern nur durch die Belastung, die Temperatur und die Haftung der Grenzflächen, z.B. der Korngrenzkohäsion, beeinflusst.

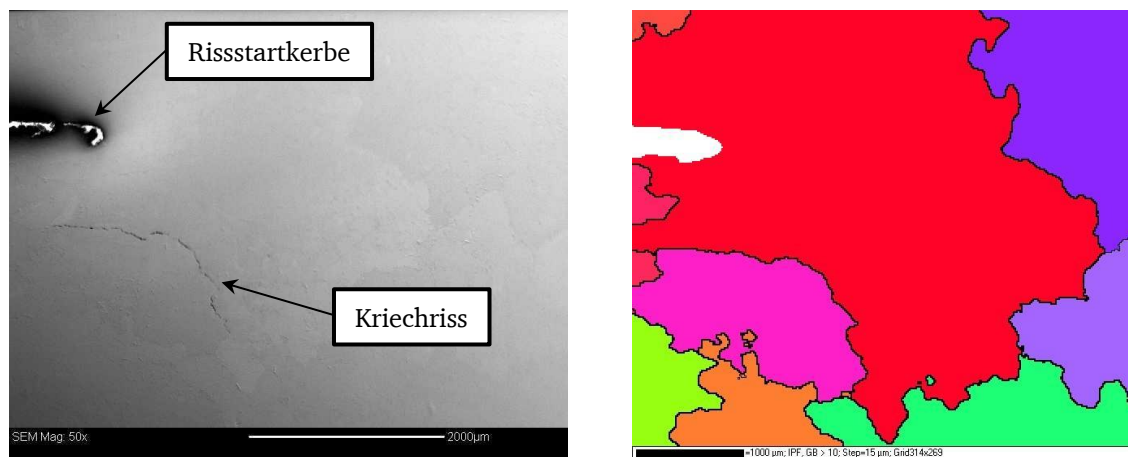


Bild 2-32: **links:** Kriechrissinitiierung in IN-738 LC in der Nähe der Rissstartkerbe, **rechts:** zugehörige EBSD Aufnahme zur Visualisierung von Kornorientierungen, aus [75]

In [79] wurde für den Werkstoff MAR-M 247 eine Oxidationsschädigung unterstellt, welche auf dem kontinuierlichen Aufreißen einer Oxidschicht mit gleichzeitiger Verarmung der γ' -Teilchen unterhalb der Oxidschicht beruht. Diese Vorstellung wurde im Rahmen eines Lebensdauermodells umgesetzt [42]. In [4] zeigen sich in OP-TMF-Versuchen an den Legierungen C1023 und MAR-M 247 CC (HIP) deutliche Anzeichen von Oxidation, der Rissfortschritt erfolgt jedoch transkristallin (Bild 2-33). Dies wurde jedoch bei der weiteren

Auswertung nicht berücksichtigt. Die Einflüsse der Umgebung auf das Rissinitiiierungsverhalten unter isothermen und TMF-Bedingungen sind prinzipiell ähnlich. Beide Fälle sollten mit isothermen Messungen beschrieben werden können [80].

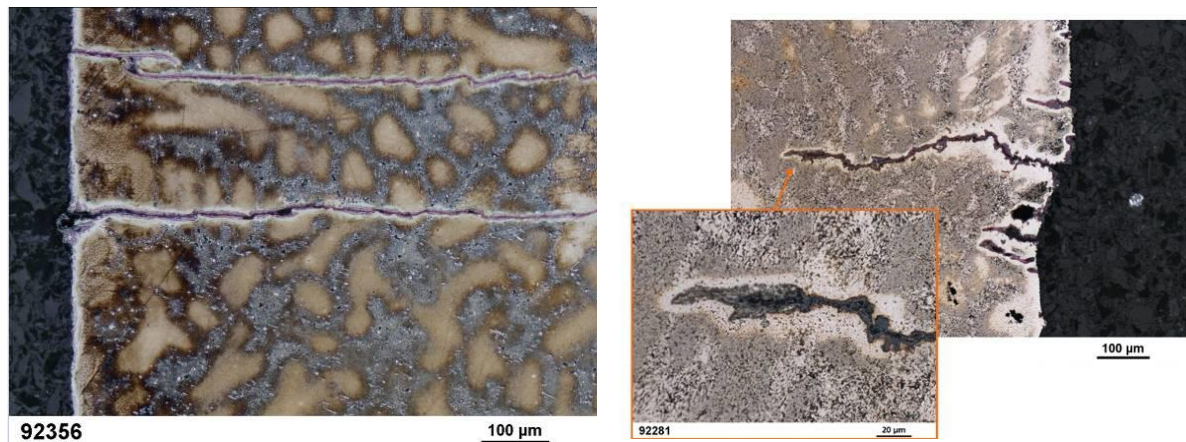


Bild 2-33: Transkristalline Oberflächenrisse aus OP-TMF-Belastung mit Verarmungszonen an den Rissspitzen und -flanken; **links:** in C1023, **rechts:** in MAR-M 247; aus [4]

Die prüftechnische Erfassung von Rissfortschritt unter Vakuum oder Schutzgas ist eine große Herausforderung. Eine Alternative hierfür bietet die beobachtete Zeit- und Temperaturunabhängigkeit bei niedrigeren Temperaturen. Unterstellt man dort die Abwesenheit von Oxidationseffekten, könnte das Verhalten bei höheren Temperaturen in erster Näherung durch die Addition des Oxidationsbeitrags abgebildet werden. Im Rahmen von Rissfortschrittsuntersuchungen wird das Oxidationsverhalten meist nur im Zusammenhang mit einer verlangsamenden Wirkung aufgrund von oxidationsinduziertem Riss schließen betrachtet und nicht im Hinblick auf chemische und mikrostrukturelle Effekte direkt oder hinter der Rissspitze.

3 Ziele der Arbeit

3.1 Problemstellung

Aus Kapitel 2 wird ersichtlich, dass es sich bei der Beschreibung des Rissfortschritts in Nickelgusslegierungen unter anisothermer, zeitabhängiger Beanspruchung um ein komplexes Problem handelt. Die Komplexität erwächst nicht nur aus der Vielzahl an Einflussfaktoren, sondern auch aus den unterschiedlichen Herangehensweisen bei der Abbildung verschiedener Lastfälle durch bruchmechanische Kenngrößen. Dem gegenüber steht aus Anwendersicht der Bedarf nach einer konsistenten Beschreibung für eine möglichst hohe Zahl von Lastfällen, bei möglichst geringem Anpassungsaufwand. Es bestehen demnach folgende Anforderungen an ein Rissfortschrittsmodell für Nickelgusslegierungen als Grundwerkstoff von Turbinenkomponenten:

- A1 Konsistente Bewertung von Kriech-Ermüdungs-Lastfällen und thermo-mechanischen Belastungen mit verschiedenen Phasenverschiebungen, basierend auf isotherm erhobenen Parametern
- A2 Wiedergabe der verschiedenen Einflüsse von Temperatur, Haltezeiten und des Lastverhältnisses auf das Ermüdungsrissfortschrittsverhalten mit einer Genauigkeit der Vorhersage im Bereich der werkstofftypischen Streubreite.
- A3 Anwendbarkeit bei verschiedenen Legierungszusammensetzung und Übertragbarkeit auf Gussvarianten mit anisotropem Gefüge
- A4 Nachgewiesene Übertragbarkeit auf typische Bauteilgeometrien im Heißgas-Turbinenbereich
- A5 Vorhersage der Form der Rissausbreitung, nachweisbar in Verbindung mit fraktographischen Untersuchungen
- A6 Kompatibilität mit strukturmechanischen Berechnungen aus Finiter-Element-Analysen des bei gleichzeitiger Möglichkeit zur Erstellung einfacher analytischer Abschätzungen

Bislang gibt es keine Berechnungsmethode, welche diese Anforderungsliste komplett erfüllt. Dies ist vor Allem auf den nötigen Validierungsumfang zur Absicherung der Punkte A2, A3 und A4 zurückzuführen. Das Ziel dieser Arbeit ist also die Entwicklung eines Modells, welches alle oben genannten Anforderungen erfüllt. Besonderes Augenmerk wird auf die Validierung gegen eine hohe Bandbreite möglicher isothermer und anisothermer Lastfälle gelegt.

3.2 Lösungsweg

Die in Abschnitt 2.1.3 vorgestellten Konzepte besitzen alle prinzipiell das Potential die Anforderungen A1 bis A4 zu erfüllen. Die Punkte A5 und A6 grenzen die Auswahl jedoch ein. Sowohl zur präzisen Bewertung einer anisothermen Lastsituation mit Haltezeiten durch die zyklische Verformungsarbeit W_p als auch den Parameter $\Delta CTOD$ ist eine Modellierung des elastisch-viskoplastischen Verformungsverhaltens, z.B. mit einem Materialmodell vom Typ Chaboche, notwendig. Eine Vereinfachung der Berechnungsweise zur schnellen Abschätzung eines Lastfalls ist nicht ohne weiteres möglich. Weiterhin findet keine Unterscheidung von Lastfällen statt. So werden z.B. IP-TMF- und OP-TMF-Lastzyklen teilweise gleich bewertet, das Rissfortschrittsverhalten unterscheidet sich phänomenologisch jedoch stark voneinander. Dies verhindert eine Korrelation des Parameters mit fraktographischen Befunden.

In linearen Akkumulationsmodellen ist diese Korrelation dagegen offensichtlich. Für jede Art von Lastfall stehen die einzelnen Rissfortschrittsterme in einem charakteristischen Verhältnis

zu einander, bzw. wird ein Term dominant. Dies kann mit fraktographischen Befunden verglichen werden. Durch den modularen Aufbau solcher Modelle können sowohl einfache, als auch komplexe bruchmechanische Lastparameter integriert werden. Zur Realisierung einer ganzheitlichen Berechnungsmethode wird daher die Form eines linearen Akkumulationsmodells, wie in 2.1.3.3 vorgestellt, gewählt.

In Bild 3-1 ist das prinzipielle Vorgehen zur Lösung der Problemstellung skizziert. Ausgehend von der in Kapitel 2 vorgestellten Wissensbasis werden zunächst die maßgeblichen Beiträge zum Rissfortschritt unter anisothermen, zeitabhängigen Bedingungen identifiziert. Anschließend wird für jeden Rissfortschrittsbeitrag eine Beschreibungsform gewählt, die auf isotherme Messgrößen zurückgeführt werden kann (A1). Die Parametererhebung kann auf Basis von Literaturdaten oder durch genormte Prüfverfahren erfolgen. Durch deren Kombination entsteht eine für jeden Lastfall individuelle Rissfortschrittsvorhersage die experimentell validiert werden kann (A2). Neben der Abbildung der Phänomenologie und der Quantifizierung der Modellstreuung ist dabei auch die Sensitivität der Modellparameter für das Gesamtergebnis von Interesse.

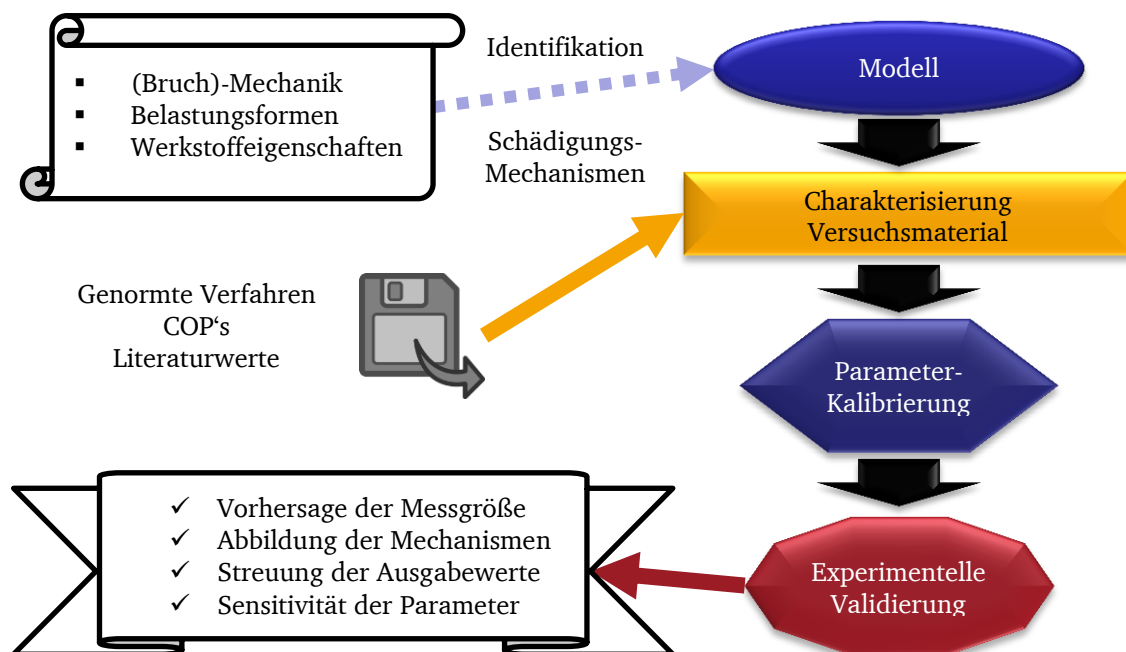


Bild 3-1: Prinzipskizze zum Ablauf der Kalibrierung und Validierung eines linearen Akkumulationsmodells

Zur Identifizierung der Rissfortschrittsbeiträge wurde in [43] wertvolle Vorarbeit geleistet. Das sogenannte „O.C.F.“-Rissfortschrittsmodell, welches auf den in [42] definierten Schädigungen beruht, dient in dieser Arbeit als Vorlage. Es berücksichtigt die Einflüsse aus Ermüdung, Kriechschädigung und Oxidation. Zur Lösung der Problemstellung ist jedoch ein Berechnungsverfahren zur konsistenten Bewertung von Kriech-Ermüdungs-Lastfällen und thermo-mechanischen Belastungen mit verschiedenen Phasenverschiebungen zu erarbeiten (A1+A2).

Zur Demonstration des Verfahrens stehen Versuchsergebnisse an zwei ausscheidungsgehärteten Nickelgusslegierungen zur Verfügung. Der grobkörnige Werkstoff C1023, sowie Legierungen vom Typ M-247, sowohl polykristallin als auch gerichtet erstarrt

und einkristallin. Beide Legierungen sind von aktuellem technisch-wissenschaftlichen Interesse (A3).

Zunächst werden die wesentlichen Charakteristika der Werkstoffe und ihre mechanischen Eigenschaften vorgestellt. Das Oxidationsverhalten der Werkstoffe wird isoliert von mechanischen Belastungen in Auslagerungsversuchen charakterisiert. Das isotherme Kriechrissverhalten (engl.: creep crack growth, CCG) und Ermüdungsrissverhalten (engl.: fatigue crack growth, FCG) wird in Abhängigkeit der Temperatur durch entsprechende Rissfortschrittsversuche an Corner-Crack Proben erfasst. Dieser Probenotyp ist im Flugturbinenbereich zur Beschreibung des Rissverhaltens weit verbreitet und bietet ein vorteilhaftes Ligament/Rissspitzenverhältnis, was die Übertragbarkeit auf Bauteile erleichtert (A4).

Die Validierung des Modells erfolgt durch isotherme Kriech-Ermüdungs-(CFCG) und TMF-Rissfortschrittsversuche (TMFCG) mit und ohne Haltezeiten. Für beide Versuchswerkstoffe wurde eine umfangreiche Datenbasis erarbeitet. Diese enthält auch kombinierte Ermüdungslebensdauer- und -rissfortschrittsversuche an Lochproben, um Rissinitiiierung und Risswachstum an Kühlbohrungen bauteilnah abbilden zu können (A4).

Eine Zusammenfassung der experimentellen Methoden, die im Rahmen der Arbeit betrachtet werden ist in Tabelle 3-1 gegeben.

Tabelle 3-1: Übersicht der nötigen experimentellen Untersuchungen im Rahmen der Arbeit

Untersuchungs- gegenstand	Experimentelle Methoden
Werkstoffcharakter	Chem. Analyse, Metallograph. Analyse, WZV, ZSV
Oxidationsverhalten	Auslagerungsversuche
Kriechrissverhalten	CCG
Ermüdungsrissverhalten	FCG
Modellvalidierung	CFCG, TMFCG

Im Rahmen der Validierung werden zunächst die vorhergesagte Rissfortschrittsgeschwindigkeit, als auch die Risslänge als primäre Modellierungsergebnisse mit den Versuchsergebnissen verglichen. Die Vorhersage des dominierenden Rissfortschrittsbeitrags wird mit fraktographischen Präparationen abgeglichen. (A5)

Zusätzlich wird die Streuung des Gesamtergebnisses der Validierung für jede Legierung bewertet und im Rahmen einer Parameterstudie, die Sensitivität der einzelnen Rissfortschrittsterme von der Anpassung an die Datenbasis untersucht.

Abschließend soll eine Konzeptidee vorgestellt werden, mit dem das entwickelt Rissfortschrittsmodell, ausgehend von anisothermen Finite-Element-Berechnungen, zur Vorhersage der Anrisslebensdauer aus bauteilähnlichen TMF-Versuchen ermöglicht wird (A6).

4 Lineares Akkumulationsmodell O.C.F.

Die Rissfortschrittsmodellierung mit der Methode der linearen Akkumulation von zeitabhängigen und nicht zeitabhängigen Beitragsfaktoren stellt einen ingenieurmäßigen Ansatz zur Beschreibung der komplexen Belastungssituation unter TMF-Bedingungen mit Haltezeiten dar. Für die Anwendung auf Nickelguss-Superlegierungen werden nach dem Vorbild von [42] Rissfortschrittsbeiträge aus Ermüdungsrisswachstum, Kriechrisswachstum und γ' -Verarmung betrachtet. Die totale Rissfortschrittsrate pro Lastzyklus ist definiert als die Summe der Einzelbeiträge der drei betrachteten Schädigungsmechanismen:

$$\frac{da}{dN}_{\text{O.C.F.}} = \left(\frac{da}{dN}\right)_{\text{Ox}} + \left(\frac{da}{dN}\right)_{\text{Cr}} + \left(\frac{da}{dN}\right)_{\text{Fat}} \quad 4-1$$

Eine mögliche Querverbeeinflussung der Effekte unter einander wird bei der Modellierung nicht berücksichtigt. Der angenommene Rissfortschrittsmechanismus zu dieser Modellvorstellung ist in Bild 4-1 dargestellt. Die Zugbelastung eines gegebenen Defektes führt zur Rissöffnung. Während einer anschließenden Zughaltephase kommt es durch Oxidation zur γ' -Verarmung des Materials an der Risspitze (siehe Bild 4-1). Außerdem bilden sich in Folge der Spannungsüberhöhung an Grenzflächen, wie Dendritenarme oder Korngrenzen, Mikrorisse. Das Wachstum dieser Schädigungszone an der Risspitze ist temperatur- und zeitabhängig. Unter Druckbelastung kommt es zu Risssschließen, was weiteres Kriechrisswachstum unterdrückt. Oxidationsvorhänge sind aber weiterhin möglich. Entsprechend der in Abschnitt 2.2 dargestellten Beobachtungen wird der Bereich als entfestigt betrachtet und reißt bei einer erneuten Zugbelastung lokal auf, bis die Risspitze sich wieder in einem Bereich ungestörter Mikrostruktur befindet. Der Prozess beginnt dann von Neuem.

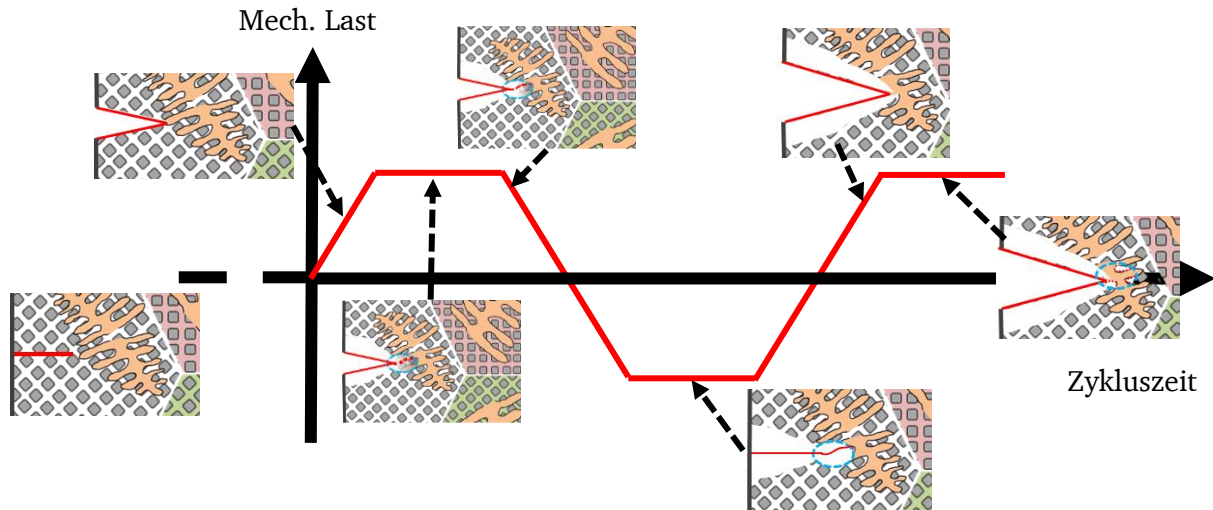


Bild 4-1: Schematische Darstellung des Rissfortschrittsmechanismus in einem Lastzyklus mit Haltezeiten und der Entwicklung der entstehenden Schädigungszone an der Risspitze

In früheren Formulierungen des Modells war es nicht möglich, TMF-Lastzyklen und isotherme Belastungen einheitlich zu beschreiben. Stattdessen wurden Ersatztemperaturen nach dem Vorbild von [81] empirisch angepasst. Zur Behebung dieser Schwäche wird eine revidierte Berechnungsstruktur vorgeschlagen. Mechanische Spannung und Temperatur müssen in Abhängigkeit der Zykluszeit gegeben sein. Ein gegebener Last-Temperatur-Zyklus wird dann in äquidistante Zeitintervalle t_i mit einer mittleren Spannung σ_i und mittleren Temperatur T_i unterteilt. In Bild 4-2 wird eine mögliche Unterteilung eines IP-TMF-Zyklus mit Zughaltezeit schematisch dargestellt. Aus diesem inkrementellen Last-Temperatur-Zyklus ergeben sich die

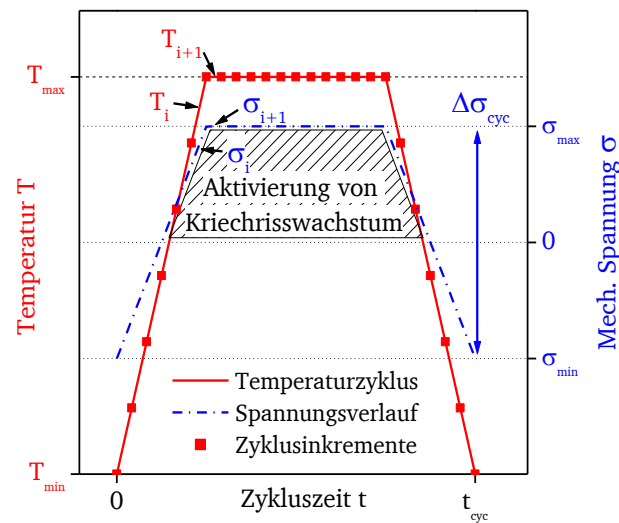


Bild 4-2: Exemplarische Darstellung einer Zyklusunterteilung für einen IP-TMF-Lastzyklus mit Haltezeit und $R_{\sigma} = -1$

4.1 Formulierung der Rissfortschrittsterme

Für die drei maßgeblichen Rissfortschrittsbeiträge werden aus dem Stand des Wissens (Kapitel 2) Modellbeschreibungen abgeleitet. Die Auflistung orientiert sich an der Namensgebung des Modells.

4.1.1 Oxidation

Oxidation liefert einen zeit- und temperaturabhängigen Beitrag zum Rissfortschritt. Wie bereits dargelegt, wird die resultierende Bildung einer γ' -Verarmungszone in ausscheidungsgehärtete Nickelgusslegierungen als kritisch angesehen. Im Modell wird daher das Wachstum der γ' -Verarmungsschicht an der Rissspitze während eines Lastzyklus als zugehöriges Rissfortschrittsinkrement angenommen. Nach Durchlaufen eines Zyklus versagt die entstandene Verarmungszone bei der folgenden Zugbelastung. Daher wird die jeweils während einer Zyklusdauer entstehende Verarmungszone der Risslänge hinzugerechnet. Der Verarmungsbereich berechnet sich dann mit Gleichung 2-50 zu:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{\text{Ox}} = \Delta a_{\text{Ox}, \tau_{\text{cyc}}} = d_{Y'} = \left(A_{Y',0} \cdot e^{-\left(\frac{Q_{Y'}}{R \cdot T_{\text{max}}}\right)} \cdot \tau_{\text{cyc}}\right)^{\frac{1}{m_{Y'}}}. \quad 4-2$$

Hierbei ist d_γ die Dicke des γ' -verarmten Bereiches, $A_{\gamma 0}$ der Arrhenius-Proportionalitätsfaktor, Q_γ die Aktivierungsenergie und m_γ der Potenzfaktor des Verarmungsmechanismus. R ist die universelle Gaskonstante, T_{\max} die Maximaltemperatur in Kelvin und t_{cyc} die Gesamtdauer eines Lastzyklus.

Die Beschreibung ist offensichtlich unabhängig von der mechanischen Belastung. Eine sinnvolle Aussage im Rahmen der Modellvorstellung ist jedoch nur möglich, wenn bereits ein Anriss vorliegt und dieser zyklisch mechanisch belastet wird. Anders ausgedrückt, es sollte im Lastzyklus mindestens ein Inkrement existieren in dem $\sigma_i > 0$ ist. Eine

Inkubation des Risswachstums während der Einleitungsphase, sowie die sicherlich vorhandene Restfestigkeit der Verarmungszone werden im Sinne einer konservativen Vorhersage vernachlässigt. Weiterhin wird angenommen, dass nach dem Rissfortschritt wieder nicht verarmtes Material an der Risspitze zu finden ist.

4.1.2 Kriechrissfortschritt

Das Kriechrissverhalten von Nickelgusslegierungen mit Korngrößen von 2 mm und größer ist oft mit einer hohen Streuung der Messwerte behaftet. Ein Grund hierfür liegt in der Anisotropie des Materialverhaltens im Nahfeld des Risses. Je nachdem ob die Prozesszone um die bewegte Risspitze durch einen stationären Kriechzustand oder durch die elastische Spannungsüberhöhung dominiert ist, muss der entsprechende bruchmechanische Parameter gewählt werden. Eine Hilfestellung bei dieser Entscheidung bietet die in [28] hergeleitete dimensionslose Rissfortschrittsgeschwindigkeit λ . Mit dieser lässt sich für die Verwendung von C^* folgendes Gültigkeitskriterium angeben:

$$\frac{\dot{V}_e}{\dot{V}_c} = \lambda = \frac{da}{dt} \cdot \frac{\sigma_{\text{ref}}^2}{E \cdot C^*} \leq 0,5. \quad 4-3$$

Hier ist σ_{ref} die Referenzspannung des angerissenen Bauteils, bzw. der Probe. Für $\lambda < 0,5$ dominiert der stationäre Kriechzustand die Lastangriffspunktverschiebung. Wenn $\lambda > 0,5$ ist der Rissfortschritt durch elastische Effekte bestimmt. In diesem Fall sollte der Spannungsintensitätsfaktor K_I zur Beschreibung herangezogen werden. Dieses Kriterium wird auch in Prüfnormen zur Kriechrissfortschritt für die Qualifizierung der Messwerte angegeben [82].

Zur Modellbildung wird zunächst der letztgenannte Fall angenommen, denn die Beschreibung des Rissfortschritts mit dem Spannungsintensitätsfaktor K_I hat den bereits diskutierten Vorteil, dass zur Modellrechnung auf eine Vielzahl von tabellierten Geometriefunktionen zurückgegriffen werden kann. Ist diese Annahme zutreffend, entspricht das der Theorie zum Kleinbereichskriechens nach Hui und Riedel (Abschnitt 2.1.2.1) und es gilt:

$$\frac{da}{dt} \propto K_I^n. \quad 4-4$$

Die in Gleichung 2-40 angeführten Proportionalitätsfaktoren, wie z.B. die kritische Kriechdehnung und der kritische Abstand, sind aus Kriechrissversuchen nicht direkt messtechnisch zugänglich. Es liegt aber nahe, diesen eine Temperaturabhängigkeit zu unterstellen. Die Proportionalität wird im O.C.F.-Modell daher durch einen Arrhenius-Term abgebildet. Der Kriechrissfortschritt während eines Zyklusinkrements beträgt dann unter Berücksichtigung der jeweiligen mittleren Temperatur und mechanischen Spannung des Inkrements:

$$\Delta a_{\text{Cr},t_i} = \begin{cases} 0 & (\sigma_i < 0) \\ A_{\text{Cr},0} \cdot e^{-\left(\frac{Q_{\text{Cr}}}{R \cdot T_i}\right)} \cdot K_I^{m_{\text{Cr}}}(\sigma_i) \cdot t_i & (\sigma_i > 0) \end{cases} \quad 4-5$$

wobei $A_{\text{Cr},0}$ der Arrhenius-Proportionalitätsfaktor und Q_{Cr} die Aktivierungsenergie für das Kriechrisswachstum sind. Der Potenzfaktor m_{Cr} sollte der Hui-Riedel-Theorie nach dem Norton-Kriechexponent entsprechen. R ist die universelle Gaskonstante, T_i die mittlere Temperatur in Kelvin und t_i die Dauer des Lastinkrements i .

Sollte sich bei der Kalibrierung des Kriechrissfortschritts in den Versuchswerkstoffe herausstellen, dass nach Gleichung 4-3 der Parameter C^* gültig zur Beschreibung ist, formt sich der untere Teil von 4-6 um zu:

$$\Delta a_{Cr,t_i} = A_{Cr} \cdot C^{*m_{Cr}}(\sigma_i) \cdot t_i. \quad 4-6$$

Der Modellvorstellung entsprechend, tragen in Gleichung 4-5 nur Inkremente mit einer positiven mittleren Spannung zum Rissfortschritt bei. Die Berechnung des Kriechrissfortschritts pro Lastzyklus $(da/dN)_{Cr}$ entspricht der Summe der Zyklusinkremente:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{Cr} = \sum_{t_i} \Delta a_{Cr,t_i}. \quad 4-7$$

4.1.3 Ermüdungsrissfortschritt

An den betrachteten Nickelgusslegierungen wurde unterhalb einer Grenztemperatur ein temperaturunabhängiges Ermüdungsrissfortschrittsverhalten von Nickelgusslegierungen festgestellt. Im Fall von M-247 Legierungen beträgt diese 850 °C, bei C1023 750 °C (vergleiche Abschnitte 2.2.3.2 und 2.2.3.4). Versuche an anderen Nickelwerkstoffen zeigten, dass Oxidation und zeitabhängiges Risswachstum über der Temperaturschwelle die Rissfortschrittsraten anheben. Durch die Eliminierung dieser Faktoren unter Vakuum entsteht ein nahezu unabhängiges Verhalten. Daher wird Ermüdungsrissfortschritt in diesem Modell als temperatur-unabhängiges Phänomen betrachtet. Die beobachtete Beschleunigung ist das Resultat der zunehmend auftretenden anderen Rissfortschrittsbeiträge.

Aus der gleichen Argumentation wie zuvor wird zur Beschreibung des Ermüdungsanteils die Verwendung von ΔK_I bevorzugt. Die Annahme von linear-elastisch dominiertem Ermüdungsrissfortschrittsverhalten ist für Nickelgusslegierungen nicht unbegründet. Im Temperaturbereich bis ca. 800 °C weist diese Werkstoffklasse eine hohe Streckgrenze auf, so dass für einen weiten Lastbereich elastisches Verhalten zu erwarten ist. Eine Möglichkeit zur Qualifizierung dieser Hypothese bietet die Abschätzung der plastischen Zone nach Gleichung 2-20. Unter dehnungsgeregelten Bedingungen kann es an gekerbten Bauteilen jedoch zu erheblichen lokalen Plastifizierungen kommen. Besonders unter OP-TMF-Bedingungen mit Zugmittelspannung ist dies nicht zu vernachlässigen. Um die Anwendbarkeit des Modells zu gewährleisten, wird daher Kleinbereichsfließen berücksichtigt. Im Ansatz nach Irwin wird dazu die Risslänge um die entstehende plastische Zone r_p erweitert (siehe Gleichung 2-21, bzw. Abschnitt 2.1.1.2). Die plastische Zone erreicht ihre maximale Ausdehnung unter zyklischer Beanspruchung beim Maximalwert von K_I bzw. bei der höchsten Zugspannung. Unter TMF-Beanspruchungen muss diese mit der Fließgrenze bei der Temperatur, die zu diesem Zeitpunkt anliegt, verglichen werden. Die effektive Risslänge a^* errechnet sich dann zu:

$$a^* = a + \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K_I(\max[\sigma_i])}{R_{p0.2}(T_{\max[\sigma_i]})} \right)^2. \quad 4-8$$

Aus den Abschnitten 2.2.3.1 und 2.2.3.3 ist erkennbar, dass eine Berücksichtigung des Spannungsverhältnisses $\Delta\sigma$ notwendig ist, um TMF-Lastfälle abbilden zu können. Die Beschreibung erfolgt daher zunächst auf Basis der effektiven Schwingbreite des linear

elastischen Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K_{I,eff}$. Zur Berechnung wird die volle Spannungsschwingweite des Lastzyklus $\Delta\sigma_{cyc}$ und die effektive Risslänge a^* verwendet. Die Abbildung von Rissschließeffekten durch $U(R_\sigma)$ wird in Abschnitt 4.2 erläutert.

$$\Delta K_{I,eff} = \Delta\sigma_{cyc} \cdot \sqrt{\pi \cdot a^*} \cdot Y \cdot U(R_\sigma) \quad 4-9$$

Zur Modellierung der Rissfortschrittsrate wird ein Paris-Gesetz der Form:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{Fat} = A_{Fat} \cdot \Delta K_{I,eff}^{m_{Fat}} \quad 4-10$$

angenommen.

4.2 Berücksichtigung von Rissschließen

Zur Berücksichtigung von Rissschließeffekten wird in diesem Modell hauptsächlich das Verfahren nach Newman (siehe Abschnitt 2.1.1.4, Gleichungen 2-27 - 2-32) verwendet. Um die Anwendbarkeit bei verschiedenen Temperaturen zu gewährleisten, wird analog zu Gleichung 4-8 zur Berechnung die Streckgrenze $R_{p0,2}$ bei der Temperatur der maximalen Zugspannung verwendet. In seiner ursprünglichen Form war das Verfahren nur für Spannungsverhältnisse von $R_\sigma > -1$ definiert. Es beruht ausschließlich auf der Modellierung von plastizitätsinduziertem Rissschließen. Erweiterungen dieses Verfahrens für niedrigere R_σ -Werte und TMF-Bedingungen berücksichtigen nur diesen Effekt.

Durch das Auftreten zeitabhängiger Schädigungen wie Oxidschichtwachstum und interkristallines Risswachstum ist unter Hochtemperaturbedingungen auch mit oxidinduziertem und rauhigkeitsinduziertem Rissschließen zu rechnen. Beide Effekte besitzen ihren größten Einfluss im Bereich des Rissfortschrittsschwellenwerts [23], welcher in diesem Modell explizit nicht berücksichtigt wird. Eine Abschätzung des Einflusses oxidinduzierten Rissschließens kann durch den Vergleich der Rissspitzenöffnung CTOD nach Gleichung 2-24 mit den zu erwarteten Oxidschichtdicken auf den Rissflanken erfolgen. Dazu wird folgendes Berechnungsbeispiel angewendet:

Bei einer Temperatur von 1050 °C soll die Maximalbelastung der Rissspitze $K_{I,max} = 10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ betragen. Als Werkstoffkennwerte bei dieser Temperatur werden für den Elastizitätsmodul $E = 150000 \text{ MPa}$, die 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2} = 100 \text{ MPa}$ (vergl. Kennwerte für M-247 in Bild 5-3) und die Poissonzahl $\nu = 0,3$ angenommen. Für die halbe maximale Rissspitzenöffnung CTOD ergibt sich in diesem Beispiel:

$$\frac{1}{2}CTOD = \frac{1}{2} \cdot \frac{(10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}) \cdot (1 - 0,3^2)}{100 \text{ MPa} \cdot 150000 \text{ MPa}} = 3,03 \text{ } \mu\text{m}$$

Der Vergleich mit Bild 2-20 zeigt, dass eine Oxidschichtdicke von 3 μm erst nach mehreren Stunden zu erwarten ist. Die Dauern der Lastzyklen zur Validierung des Modells liegen im Bereich von 4 bis 430 Sekunden. In dieser Zeit wachsen nur ca. 0,2 bis 0,4 μm Deckschicht. Der Einfluss des oxidinduzierten Rissschließens scheint daher gering. Eine direkte Beschreibung mit dem Oxidwachstum ist fraglich, da nicht garantiert ist, dass die Rissflanken bei Beginn der Belastung vollständig frei von Oxiden sind.

Eine Möglichkeit auftretende Rissschließeffekte in Nickelgusslegierungen bei hohen Temperaturen mit zu berücksichtigen, ohne deren Natur explizit zu kennen, stellt die empirisch für M-247 entwickelte Beschreibung nach Gleichung 2-33 dar. In Bild 4-3 wird das Newman-Verfahren mit der empirischen Beschreibung für einen elastischen Lastfall

bei einer Temperatur von 950 °C mit einander verglichen. Es zeigt sich, dass bei dieser Belastung Gleichung 2-33 für $R_\sigma < 1$ höhere Effektivwerte liefert. Im Bereich $-1 < R_\sigma < 1$ ist das Newman-Verfahren dominant. Um eine Überschätzung von Risschließeffekten zu vermeiden, werden beide Gleichungen kombiniert:

$$U(R_\sigma) = \begin{cases} \frac{1-f}{1-R_\sigma} & \text{für } R > -1 \\ 0,35 + (2,2 - R_\sigma)^{-2} & \text{für } R \leq -1 \end{cases} \quad 4-11$$

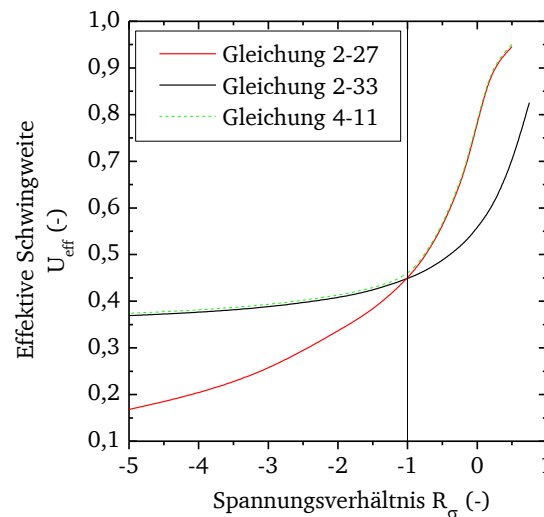


Bild 4-3: Wert der Korrekturfunktion $U(R)$ (Effektive Schwingweite) in Abhängigkeit des Lastverhältnis – Beispiel berechnet für M-247-Legierungen bei 950 °C und einer Maximallast von $\sigma_{\max} = 275 \text{ MPa}$ ($\approx 60 \% R_{p0.2}$)

4.3 Modellhypothesen

Im Folgenden werden die wesentlichen Hypothesen des O.C.F.-Modells noch einmal stichpunktartig zusammengefasst. Diese gilt es, im Rahmen der Modellkalibrierung und -validierung zu überprüfen.

- H1 Der Gesamtrissfortschritt unter anisothermen, zeitabhängigen Bedingungen resultiert aus den einzelnen Beiträgen aus Oxidation, Kriechrissfortschritt und Ermüdungsrissfortschritt.
- H2 Eine anisotherme, zyklische Belastung mit Haltezeiten kann durch Zerlegung des Lastzyklus in Inkremente in gleicher Weise wie isotherme Lastfälle beschrieben werden.
- H3 Oxidation führt zu einer Entfestigung des Materials direkt an der Risspitze durch die Auflösung von Ausscheidungsteilchen. Der Bereich wird als zusätzliche Risslänge betrachtet.
- H4 Kriechrissfortschritt findet entlang von Grenzflächen im Bereich der Prozesszone vor der Risspitze, unter Abschluss von Sauerstoff, statt. Das Verhalten folgt der Theorie zum Kleinbereichskriechen nach Hui und Riedel.
- H5 Das Ermüdungsrissverhalten von Nickelgusslegierungen ist prinzipiell unabhängig von Zeit- und Temperatur. Die Rissfortschrittsbeschleunigung bei höheren Temperaturen kann durch das Auftreten von Oxidation und Kriechrissausbreitung beschrieben werden.
- H6 Die entstehenden plastischen Zonen an Risspitzen sind klein gegenüber relevanten Abmessungen wie Risslänge, Ligament und mittlerer Korngröße.
- H7 Interaktion zwischen den einzelnen Rissfortschrittsbeiträgen besitzt keinen signifikanten quantitativen Effekt.

5 Versuchswerkstoffe

Das „O.C.F.“-Modell wurde entwickelt, um den Rissfortschritt in γ' -ausscheidungsgehärteten Nickelgusslegierungen zu beschreiben. Die Kalibrierung und Validierung des Modells erfolgt in dieser Arbeit an zwei technisch relevanten Vertretern dieser Materialklasse.

Die Nickelgusslegierung C1023 ist eine Entwicklung der Firma Rolls-Royce. Sie wird hauptsächlich zur Konstruktion von Turbinen-Statorkomponenten, wie beispielsweise Leitschaufeln oder Z-Ringen verwendet [83]. Ihr TMF-Lebensdauerverhalten wurde in [84] untersucht. Ansonsten finden sich kaum veröffentlichte Ergebnisse zum mechanischen Verhalten oder zum Rissfortschritt in dieser Legierung.

Im Gegensatz dazu sind Legierungen vom Typ M-247 ein beliebtes Studienobjekt. Ihre Entwicklung geht auf die Firma Martin Metals in den frühen 1970er Jahren zurück [85]. Seitdem wurden zahlreiche Varianten entwickelt. Sie werden vornehmlich zur Konstruktion von rotierenden Turbinenkomponenten verwendet. In der Literatur finden sich zahlreiche Untersuchungen zum Verformungs-, Riss- und Schädigungsverhalten, als auch zum Oxidationsverhalten dieses Werkstoffs. Zur Modellvalidierung stehen Ergebnisse von mehreren Gussvarianten zur Verfügung.

Im Folgenden werden die Ausgangszustände beider Legierungen, sowie das mechanische Verhalten unter statischer und quasi-statischer Belastung bei hohen Temperaturen vorgestellt.

5.1 Legierungszusammensetzung und Mikrostruktur

5.1.1 C1023

In dieser Arbeit werden sowohl Versuchsergebnisse aus [9], als auch frühere Untersuchungen aus [4] an C1023 zur Beurteilung herangezogen. Die älteren Untersuchungen wurden an einer Vergleichscharge durchgeführt.

Die chemische Zusammensetzung beider Chargen wurde mittels Glimmentladungsspektrometrie (GD-OES) überprüft. Die Ergebnisse sind in Tabelle 5-1, zusammen mit den Angaben der Gießerei und der Spezifikation für diese Legierung aufgeführt. Nach den Angaben der Gießerei liegt die untersuchte Schmelze des Versuchsmaterials innerhalb der Spezifikation. Per GD-OES wurde ein leicht erhöhter Gehalt an Kohlenstoff gemessen. Dieser kann auf eine mögliche Verunreinigung der Probe durch adsorbierte Kohlenwasserstoffe zurückzuführen sein. Die Messwerte für Tantal und Hafnium wurden mittels Röntgenfluoreszenzanalyse (ED-RFA) ermittelt. Da diese Methode stark dem Matrixeffekt unterworfen ist, sind auch die hier ermittelten erhöhten Gehalte wahrscheinlich artefaktbehaftet.

Der Gefügezustand wurde anhand von Längs- und Querschliffproben von mehreren Probenstäben dokumentiert. Der Randbereich der Gussstäbe weist eine deutlich feinere Kornverteilung als die Probenmitte auf (Bild 5-1a), was mit der langsameren Abkühlrate im Inneren zusammenhängt. Das Gefüge des Werkstoffs C1023 besteht aus Körnern mit dendritischer Struktur (Bild 5-1b). Die Mikrostruktur besteht aus einer γ -Matrix mit fein verteilten γ' -Ausscheidungen, Karbiden im Bereich der Korngrenzen und im Korninneren sowie einzelnen Poren mit einem mittleren Durchmesser von 16 μm . In Tabelle 5-2 sind die ermittelten Werte von Korngröße, Härte und Flächenporosität zusammengefasst. Zur Ermittlung der mittleren Korngröße mittels Linienschnittverfahren wurde ein Bereich von

10 x 10 mm in der Mitte der Schliffe ausgewählt, da dieser Bereich dem Gefüge in den Prüfzonen von gefertigten Proben entspricht. Die gemessenen Härtewerte und Korngrößen liegen etwas niedriger als in der Vergleichscharge.

Tabelle 5-1: Legierungszusammensetzung der untersuchten Werkstoffcharge von C1023 aus GD-OES-Messung

Chemisches Element	Gewichtsanteil GD-OES (%)	Gewichtsanteil Hersteller (%)	Gewichtsanteil Vergleichscharge ¹⁾ (%)	Gewichtsanteil Spezifikation ²⁾ (%)
Cr	15,45	14,87	15,36	14,50 – 16,50
Co	9,61	9,11	9,24	9,00 – 10,50
Mo	8,33	7,72	7,67	7,60 – 9,00
Al	4,11	4,17	4,11	3,90 – 4,00
Ti	3,59	3,34	3,54	3,40 – 3,80
C	0,194	0,17	0,15	0,12 – 0,18
Fe	0,058	0,1	-	< 0,50
Mn	0,032	< 0,01	-	< 0,2
Zr	< 0,05	0,01	-	< 0,1
Si	< 0,05	0,02	-	< 0,2
Cu	< 0,05	0,01	-	< 0,1
W	< 0,05	0,03	0,09	< 0,2
Nb	< 0,05	0,05	-	< 0,25
Ta	0,42 ²⁾	< 0,03	-	< 0,1
Hf	0,22 ²⁾	0,01	< 0,03	< 0,25
Ni	Rest			
1): aus [4]; 2): aus [85]; 3): ermittelt mit ED-RFA				

Tabelle 5-2: Quantitative Gefügeanalyse von C1023 aus [9]

Schlifflage	Mittlere Korngröße (mm)	Härte / Kleinkraft (HV1)	Härte / konventionell (HV30)	Mittlere Porosität (%)	Ausscheidungs-größe (nm)
Längsschliff	1,7	392±23	-	0,1	-
Querschliff	1,5	372±22	391±15	0,2	400-450
Vergleichscharge aus [4]	3,0	410 ± 6	-	0,15	-

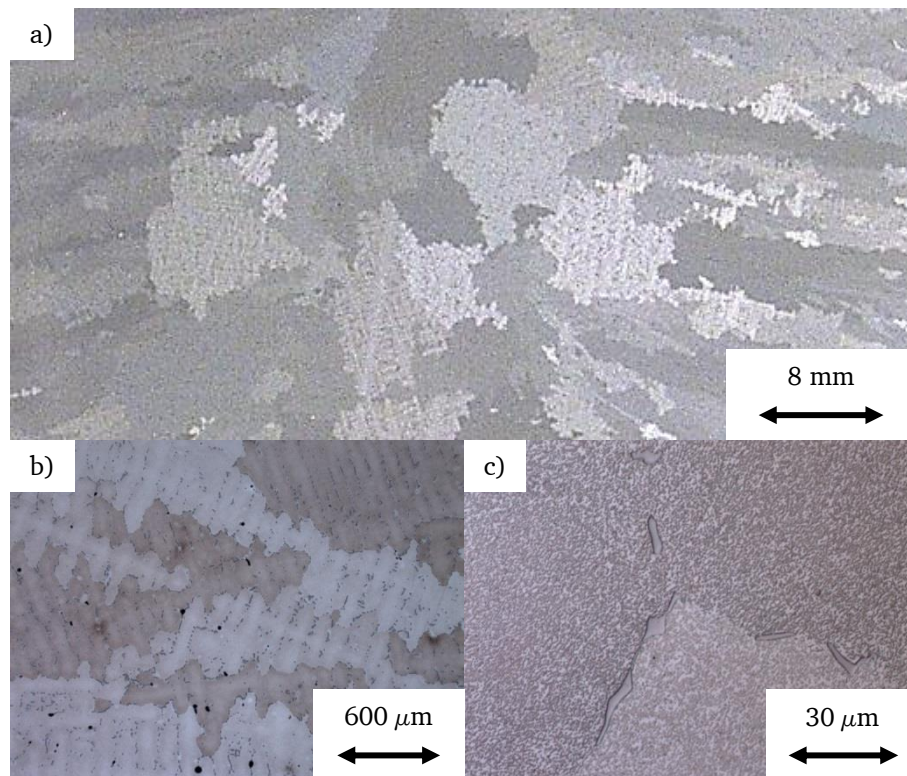


Bild 5-1: Verschiedene Strukturebenen des Gefüges von C1023: **a)** Kornstruktur; **b)** Dendritenstruktur und Porosität; **c)** γ/γ' -Gefüge und Karbidausscheidungen an Korngrenzen

5.1.2 M-247

Im Rahmen dieser Arbeit werden mehrere Varianten dieses Legierungstyps betrachtet. Mar-M 247 CC, Mar-M 247 CC HIP und CM-247 LC sind polykristalline Varianten. Mar-M 247 LC DS wurde gerichtet erstarrt und M-247 LC SX ist einkristallin. Eigene Untersuchungen im Rahmen von [9] fanden an CM-247 LC statt.

Bei dem Werkstoff CM-247 LC handelt es sich um eine Weiterentwicklung der Legierung Mar-M 247. Die chemische Zusammensetzung wurde mittels GD-OES überprüft und in Tabelle 5-3 mit den Angaben aus [85] verglichen. Die gemessenen Elementgehalte entsprechen weitgehend den Literaturangaben. Der leicht erhöhte Gehalt an Kohlenstoff kann wieder auf eine mögliche Verunreinigung der Probe durch adsorbierte Kohlenwasserstoffe zurückzuführen sein. Zur Ermittlung der Gehalte von Tantal und Hafnium mittels ED-RFA stand für diese Legierung ein gut geeignetes Referenzmaterial zur Verfügung, weshalb die Genauigkeit der Werte höher eingeschätzt wird als bei C1023. Es fällt auf, dass die Gehalte der γ' -ausscheidungsbildenden Elemente Aluminium und Titan unter den geforderten Werten liegt. Nach Rücksprache mit Industrievertretern erfüllen die gemessenen Werte dennoch die industriellen Anforderungen [86].

Der Gefügestand wurde anhand von Längs- und Querschliffproben von mehreren Restmaterialstücken dokumentiert. Das Gefüge des Werkstoffs besteht aus Körnern mit dendritischer Randstruktur (Bild 5-4). Die Mikrostruktur setzt sich aus einer γ -Matrix mit fein verteilten γ' -Ausscheidungen, großflächigen eutektischen Bereichen mit gröberen γ' -Ausscheidungen und Karbiden im Bereich der Korngrenzen sowie im Korninneren zusammen. Im Bereich feiner Verteilung sind die Ausscheidungen annähernd gleich groß. Aus

der mikroskopischen Untersuchung der Schliffbilder konnte keinerlei Porosität festgestellt werden. Die gemessenen Härtewerte (HV1) liegen höher als in der Vergleichscharge [4]. In Tabelle 5-4 sind die ermittelten Werte von Korngröße und Härte zusammengefasst.

Tabelle 5-3: Legierungszusammensetzung der Untersuchten Werkstoffcharge von CM-247 LC aus GD-OES-Messung

Chemisches Element	Gewichtsanteil GD-OES (%)	Gewichtsanteil Vergleichscharge ¹⁾ (%)	Gewichtsanteil Spezifikation ²⁾ (%)
Cr	7,56	8,14	8,1
Co	8,96	9,28	9,2
Mo	0,36	0,5	0,5
Al	5,02	5,59	5,6
Ti	0,43	0,7	0,7
C	0,12	0,08	0,07
Fe	0,08	0,04	k. A.
Mn	0,04	<0,01	k. A.
Zr	< 0,01	0,01	0,015
Si	0,13	0,01	0,03
Cu	0,05	<0,005	k.A.
W	9,57	9,57	9,5
Nb	< 0,05	<0,02	k.A.
Ta	3,60 ³⁾	<0,01	3,2
Hf	0,76 ³⁾	3,17	1,4
Ni	Rest		
1): Mar-M 247 CC HIP aus [4]; 2): aus [85]; 3): ermittelt mit ED-RFA			

Tabelle 5-4: Quantitative Gefügeanalyse von CM-247 LC aus [9]

Schlifflage	Mittlere Korngröße (mm)	Härte Kleinkraft (HV1)	Härte konventionell (HV30)	Mittlere Porosität (%)	Ausscheidungsgröße (nm)
Längsschliff	2,6	420±20	-	n. a.	-
Querschliff	2,4	424±21	417±5	n. a.	470-490
Vergleichscharge aus [4]	2,8	399 ± 13	-	0	-

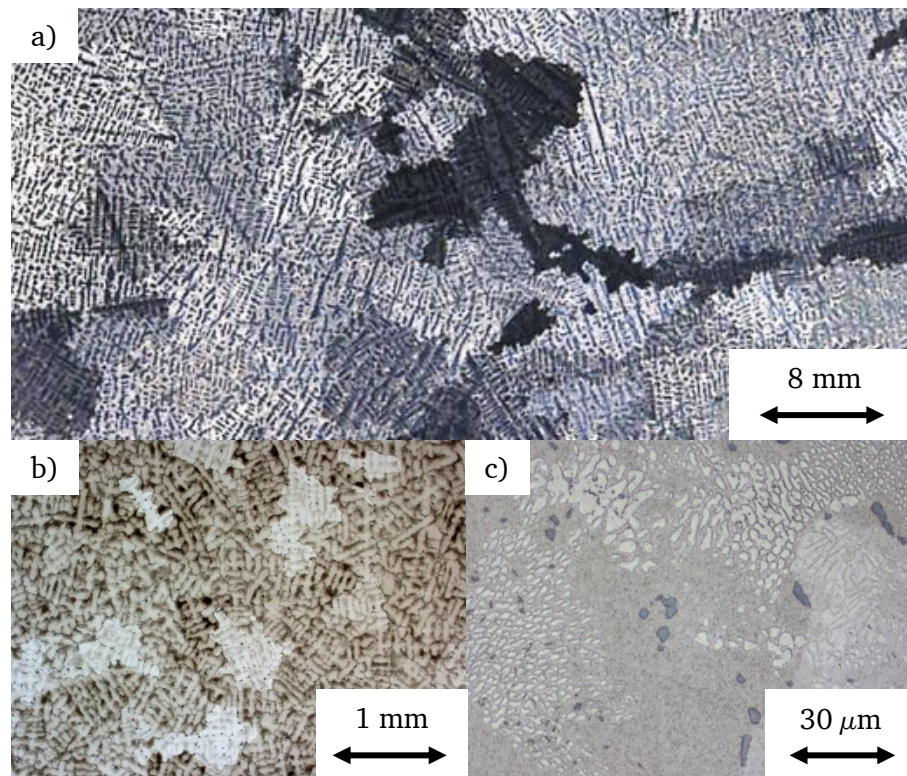


Bild 5-2: Verschiedene Strukturebenen des Gefüges von CM-247 LC: **a)** Kornstruktur; **b)** Dendritenstruktur; **c)** Eutektikum, γ' - und Karbidausscheidungen

5.2 Mechanische Kurzzeiteigenschaften – Zugversuch

Das Verformungsverhalten von Nickelgusslegierungen zeichnet sich durch eine konstant hohe Festigkeit bis ca. 800 °C aus. Diese wird in einachsigen Warmzugversuchen bestimmt. Aus der erhaltenen Spannungs-Dehnungs-Kurve lassen sich die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0.2}$ und die Steigung der elastischen Geraden, welche annähernd dem wahren E-Modul entspricht, ermitteln. Beide Kenngrößen werden zur Berechnung und Qualifizierung von bruchmechanischen Parametern und benötigt.

In Bild 5-3 sind die gemessenen Werte im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 1050 °C für beide Versuchswerkstoffe aufgetragen. Werte für nicht geprüfte Temperaturen können durch lineare Interpolation zwischen den Messwerten abgeschätzt werden.

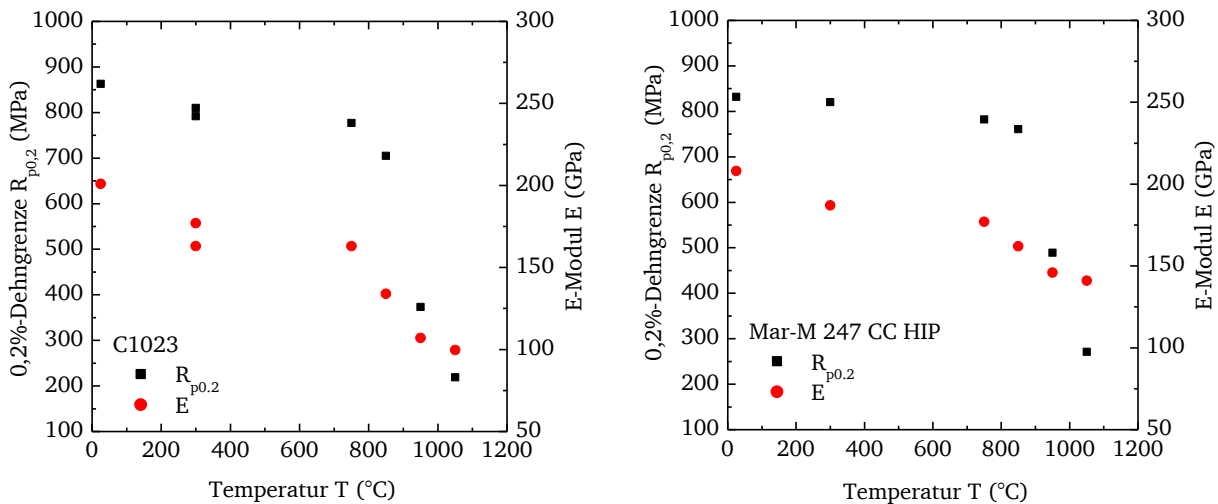


Bild 5-3: 0,2%-Dehngrenze und E-Modul in Abhängigkeit der Temperatur aus Warmzugversuchen; **links:** C1023, **rechts:** Mar-M 247 CC HIP, aus [4]

5.3 Kriechverhalten

Eine umfassende Charakterisierung des Zeitstandverhaltens einer Werkstoffcharge umfasst die Messung von Zeitstanddauern, Zeitdehngrenzen, Bruchverformungskennwerten und der minimalen Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Last und Temperatur. Die minimale Kriechgeschwindigkeit wird auch zur Berechnung von zeitabhängigem Rissfortschritt benötigt. An beiden Versuchswerkstoffen wurde die minimale Kriechgeschwindigkeit bei 1050 °C und 850 °C bestimmt und ein temperaturabhängiges Norton-Kriechgesetz der Form:

$$\frac{d\varepsilon}{dt_{min}} = A_{n,0} \cdot e^{\left(\frac{-Q_n}{R \cdot T}\right)} \cdot \sigma^n \quad 5-1$$

angepasst. Der Norton-Exponent n und die Aktivierungsenergie Q_n für beide Werkstoffe sind annähernd gleich (Bild 5-4).

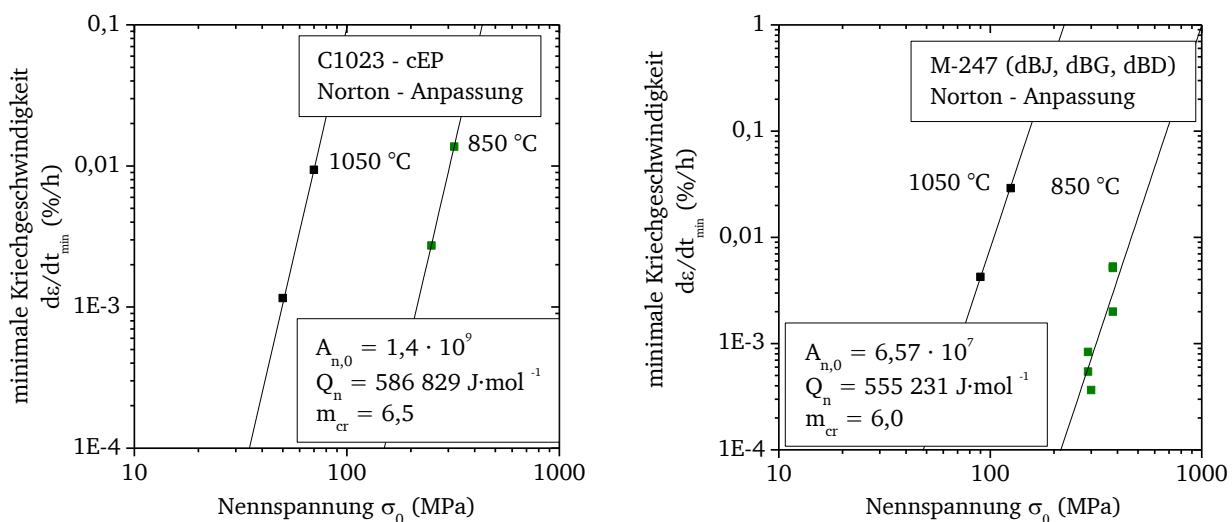


Bild 5-4: Minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Nennspannung und Temperatur aus Kriechversuchen; **links:** C1023; **rechts:** Mar-M 247 CC HIP, aus [9]

6 Experimentelle Untersuchungen

In diesem Abschnitt werden die für Parametererhebung und Validierung herangezogenen experimentellen Untersuchungen, die verwendeten Probenformen und die eingesetzte Versuchstechnik vorgestellt. Zur Charakterisierung von Lastwechselzyklen wird im Folgenden eine Notation der Form:

$$t_{rt} - t_{ht} - t_{rc} - t_{hc}$$

verwendet, wobei die Dauer der Zuglastrampe (t_{rt}), der Zughaltezeit (t_{ht}), der Drucklastrampe (t_{rc}), der Druckhaltezeit (t_{hc}) in Sekunden angegeben werden. Als Beispiel: 65-300-65-0 bezeichnet einen trapezförmigen Versuch mit 65 s-Rampenzeit und 300 s Zughaltezeit. Bei TMF-Versuchen ergibt sich der Verlauf der Temperatur aus der Beifügung der Phasenverschiebung den Temperaturspitzenwerten (z.B.: IP-TMF, 300 – 950 °C, 65-300-65-0).

6.1 Versuchsmatrix zur Modellkalibrierung

Das in Kapitel 4 vorgestellte Akkumulationsmodell basiert auf der isothermen Beschreibung der maßgeblichen Rissfortschrittsbeiträge. Um diese möglichst isoliert erfassen und beschreiben zu können, sind folgende Versuchsformen zur Parametererhebung vorgesehen:

- Ermüdungsrißversuche bei Temperaturen bis 850 °C (FCG)
- Kriechrißversuche bei Temperaturen von 850 °C und höher (CCG)
- Auslagerungsversuche zur Untersuchung des Oxidationsverhalten bei Temperaturen von 850 °C und höher.

Dabei konnte zum Teil auf veröffentlichte Untersuchungsergebnisse zurückgegriffen werden. In Tabelle 6-1 wird die Art und Anzahl der herangezogenen Versuche dargestellt. Zu allen Versuchsformen sind entsprechende aktuelle Prüfnormen vorhanden, nach denen die Versuche durchgeführt wurden. Die Modellierung des isothermen Ermüdungsrißfortschrittsverhaltens wurde von kraftgeregelten FCG-Versuchen aus [4] abgeleitet.

Zum Kriechrißfortschrittsverhalten von M-247-Legierungen wurden in [7,8] bereits einzelne Versuche durchgeführt. Diese werden durch eigene Untersuchungen im Rahmen von [9] ergänzt, bewertet und einheitlich beschrieben. Im Fall von C1023 liegen keine veröffentlichten Ergebnisse aus der Literatur vor. Die verwendeten Daten stammen ausschließlich aus eigenen Versuchen im Rahmen von [9].

Untersuchungen zum γ' -Verarmungsverhalten von Nickelgusslegierung werden in der Literatur zumeist an Modellegierungen vorgenommen, die sich von den vorliegenden technisch-relevanten Werkstoffen stark unterscheiden. Um das Oxidationsverhalten der untersuchten Versuchswerkstoffe aufzuklären und gut zu beschreiben, das isotherme Oxidationsverhalten der beiden Versuchswerkstoffe quantifiziert [87], die Eigenschaften der entstehenden Randschichten qualifiziert [88], eine Methode zur Auslagerung unter zyklischem Temperaturwechsel erstellt [89] und Ergebnisse aus der zyklischen Versuchsführung mit dem isothermen Verhalten abschließend bewertet [57]. Daneben finden sich in der Literatur veröffentlichte Ergebnisse zur γ' -Verarmung von M-247-Legierungen [90–92]. Diese werden aufgrund abweichender Versuchsrandbedingungen und Werkstoffzusammensetzungen nicht zur Modellkalibrierung herangezogen. Eine Veröffentlichung des Oxidationsverhalten von C1023 fand erstmals im Rahmen von [61] statt.

Die Anzahl an Tests (Tabelle 6-1) bezeichnet hierbei die Menge ausgelagerter Proben. Durch gleichzeitige Auslagerung mehrerer Proben bei einer Temperatur kann der Zeitaufwand bei der Durchführung reduziert werden.

Tabelle 6-1: Versuchsmatrix zur Modellparametererfassung

Versuchsform	Probe	therm. Zustand	T (°C)	Kontrollgröße	Tests C1023	Tests M-247	Prüfnorm
FCG	Corner-Crack	Isotherm	300	ΔF	2	1	DIN EN 3783 [16]
			650		-	2	
			750		2	2	
			850		-	7	
CCG	Corner-Crack	Isotherm	850	F	1	3	ASTM E1457 [82]
			950		2	3	
			1050		1	3	
Oxidation	IfW Typ D	Isotherm	850	-	3	6	ISO 21608 [56]
			950		9	13	
			1050		8	12	
		Zyklisch	950		10	10	ISO 13573 [93]
			1050		8	16	

Einer der Vorteile des O.C.F.-Rissfortschrittsmodells ist die Extraktion der Modellparameter aus genormten isothermen Versuchen. In vielen Fällen verfügen potentielle Anwender des Modells bereits über experimentelle Daten zum Ermüdungs- und Kriechrisverhalten eines Werkstoffs. Für Legierungen mit hoher technischer Relevanz gibt es eventuell auch Literaturwerte, die zur Anpassung verwendet werden können. Daher ist eine komplette Abarbeitung eines Versuchsprogramms nach Tabelle 6-1 meist nicht notwendig.

Soll das Modell, z.B. aufgrund einer Neuentwicklung, an einen noch unbekannten Werkstoff angepasst werden, sollte als Richtlinie das Versuchsprogramm an C1023 für eine ausreichende Belegung mit gültigen Versuchen herangezogen werden. Die Anzahl der tatsächlich durchgeführten Versuche kann aufgrund von ungültigen Versuchen höher sein. Prinzipiell können zur Reduktion des experimentellen Aufwands zwar Mehrfachbelegungen und Zwischentemperaturen eingespart werden, davon wird aber aufgrund der hohen Kennwertstreuung bei Nickelgusslegierungen abgeraten.

6.2 Versuchsmatrix zur Modellvalidierung

Durch die Validierung des Modells soll sichergestellt werden, dass sowohl zeitabhängige Effekte, als auch anisotherme Lastfälle wiedergegeben werden. Weiterhin soll untersucht werden, ob das Modell im Rahmen der werkstofftypischen Streuung verlässliche Vorhersagen ermöglicht. Zusätzlich soll durch die Validierung die Übertragbarkeit auf typische Rissgeometrien in Gasturbinenkomponenten sichergestellt werden. Dabei werden die Versuchsdatenbasen zur Parametererhebung und der Validierung strikt voneinander getrennt. Als Validierungsversuche werden folgende Versuchsformen herangezogen:

- Isotherme Ermüdungsrissversuche an bruchmechanischen und bauteilähnlichen Proben von 850 °C bis 1050 °C
- Isotherme Kriech-Ermüdungsrissversuche mit Haltezeiten von 300 s an bruchmechanischen und bauteilähnlichen Proben (CFGC)
- TMF-Rissversuche an bruchmechanischen und bauteilähnlichen Proben bis $T_{\max} = 1050$ °C (TMFCG)
- TMF-Rissversuche mit Haltezeiten von 300 s an bruchmechanischen und bauteilähnlichen Proben

Die Prüfung des CFGC-Verhaltens von M-247-Gussvarianten war Gegenstand mehrerer Forschungsarbeiten die am Institut für Werkstoffkunde bearbeitet wurden [7,8]. An C1023 [4] wurden FCG-Versuche bis 1050 °C mit maximal einer Sekunde Haltezeit durchgeführt. Richtlinien zur Durchführung solcher Versuche sind in [94] zu finden. Die Versuchsmatrix zur Validierung unter isothermen Beanspruchungen ist in Tabelle 6-2 dargestellt.

Tabelle 6-2: Versuchsmatrix zur Modellvalidierung unter isothermer Beanspruchung

Versuchsform	Probe	T (°C)	Kontrollgröße	Tests C1023	Tests M-247
CFGC	Corner-Crack	850	$\Delta F / \Delta \varepsilon$	5	-
		950		4	12
		1050		2	5
	LP Typ 1	850	$\Delta \varepsilon$	2	2
		950		4	4
		1050		2	3
	Hohlprobe	950	ΔF	-	1
		1050		-	1

Normen zur Prüfung des Werkstoffverhaltens unter TMF-Bedingungen beschränken sich derzeit auf dehnungsregelte Versuche zur Erfassung des Dehnwechsel-Verformungsverhaltens und der Anrisslebensdauer [66–68]. In ISO12111 sind Randbedingungen zur Temperaturregelung, Dehnungsregelung und thermische Gradienten für die Gültigkeit von TMF-Versuchen angegeben. Diese dienen in dieser Arbeit als Richtlinie für die Durchführung der in Tabelle 6-3 dargestellten Versuchsmatrix. Der Rissfortschritt wird nach den gleichen Prinzipien wie unter isothermen Bedingungen bewertet.

Tabelle 6-3: Versuchsmatrix zur Modellvalidierung unter TMF-Beanspruchung

Versuchsform	Probe	Phase	T_{\max} (°C)	Kontrollgröße	Tests C1023	Tests M-247
TMFCG	Corner-Crack	IP	850/950	$\Delta F / \Delta \varepsilon$	3	8
		OP	950		2	5
	LP Typ 1	IP	850/950	$\Delta \varepsilon$	1	3
		OP	950/1050		6	3
	LP Typ 2	IP	950	$\Delta \varepsilon$	-	1
		OP	950/1050		4	2

6.3 Probenformen

Die Auswahl geeigneter Probenformen für die einzelnen Prüfaufgaben erfolgte nach den Vorgaben jeweils relevanter internationaler Prüfnormen. Aufgrund der hohen Härte von Nickelgusswerkstoffen erfolgte die Probenentnahme und Endkonturfertigung durch funkenerosives Bearbeiten.

Zur Untersuchung des Oxidationsverhaltens wurden, in Übereinstimmung mit den Empfehlungen in ISO 21608, scheibenförmige Oxidationsproben mit einer Dicke von 3 mm und einem Durchmesser von 18 mm ausgewählt (Bild 6-1) [56]. Abzüglich der Bohrung zur Aufhängung der Probe in einem Keramiktiegel beträgt die relevante nominelle Probenoberfläche 671 mm². Die Probendicke von 3 mm hat sich in einer Parameterstudie [87] als guter Kompromiss zwischen Materialaufwand und Beeinflussung des Diffusionsvermögens herausgestellt. Die zylindrische Form qualifizierte sich in der gleichen Studie verglichen mit rechteckigen Proben durch weniger Abplatzungen an den Randbereichen. Vor der Prüfung wurden die Oberflächen der Proben mit Schleifpapier Körnung P1200 feinbearbeitet und alle scharfen Kanten entgratet.

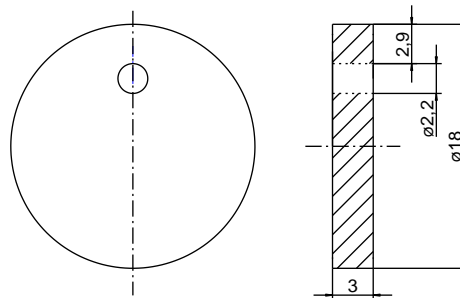


Bild 6-1: Geometrie Oxidationsprobe IfW Typ D

Zur Erfassung des Ermüdungs- und Kriechrissfortschrittsverhaltens im Rahmen der Parametererfassung wird in dieser Arbeit ausschließlich die Eckanriss- (engl.: Corner-Crack) Probengeometrie nach DIN EN 3873 verwendet [16]. Diese bruchmechanische Probenform aus der Luft- und Raumfahrttechnik erlaubt die Erfassung von Rissfortschrittsraten unter positiven und negativen Spannungsverhältnissen. Die, verglichen mit anderen bruchmechanischen Probenkörpern wie z.B. der Compact-Tension-Geometrie, geringen Anfangsriss- und Ligamentlängen, sind für die Übertragbarkeit auf Gasturbinenkomponenten vorteilhaft. Die Datenbasis dieser Arbeit wurde an Corner-Crack Proben mit einem Prüfquerschnitt von 8 x 8 mm erhoben (Bild 6-2).

Die Rissstartkerbe wird erosiv in der Mitte der Prüfzone eingebracht und wurde im Laufe mehrerer Forschungsvorhaben mehrmals an das Werkstoffverhalten angepasst. Bei der Prüfung von Nickelgusswerkstoffen sollte die anfängliche Rissstartkerbe nicht zu klein sein, um einer Rissinitiierung abseits der Rissstartkerbe zu vermeiden. Für Korngrößen im Bereich 2-4 mm wird eine Anfangsrisslänge auf den Seitenflächen von $a^*=1,5$ mm empfohlen. Am IfW Darmstadt erfolgt die Einspannung der Proben über ein M18-Feingewinde, während andere Institute hier teilweise auf hydraulische Systeme zurückgreifen [76,95].

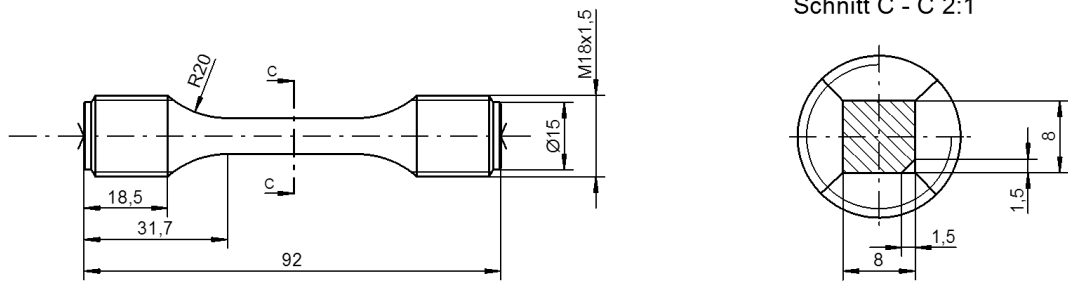


Bild 6-2: Geometrie Corner-Crack Probe für Ermüdungsrissversuche (IfW)

Zur Validierung des Rissfortschrittsmodells werden neben der Corner-Crack-Probe, bauteilnahe Probengeometrien geprüft, um die Übertragbarkeit der Ergebnisse nachzuweisen. Die Geometrien wurden nach Empfehlungen von Industrieunternehmen im Rahmen von öffentlich-geförderten Forschungsvorhaben entwickelt. In [4] wurde mit der Prüfung von Flachproben mit Bohrung begonnen, um das Ausbreitungsverhalten von Kühlluftbohrungen ausgehende Risse in statischen Bauteilen (Bild 1-3a) abzubilden. Die verwendeten Flachproben besitzen eine Querschnittsfläche 44,57 mm². Die parallele Prüfzonenlänge beträgt 22 mm. Mittig in diese Prüfzone wird eine Bohrung von 0,8 mm Durchmesser per Laser-Bohrverfahren (Trepanning) eingebracht. Das Trepanningverfahren erwies sich gegenüber dem Percussionsverfahren als maßhaltiger und reproduzierbarer [27]. Es werden zwei Bohrungsgeometrien betrachtet. Bei Lochprobe Typ 1 ist die Bohrung rechtwinklig zur langen Prüfzonenseite (Bild 6-3).

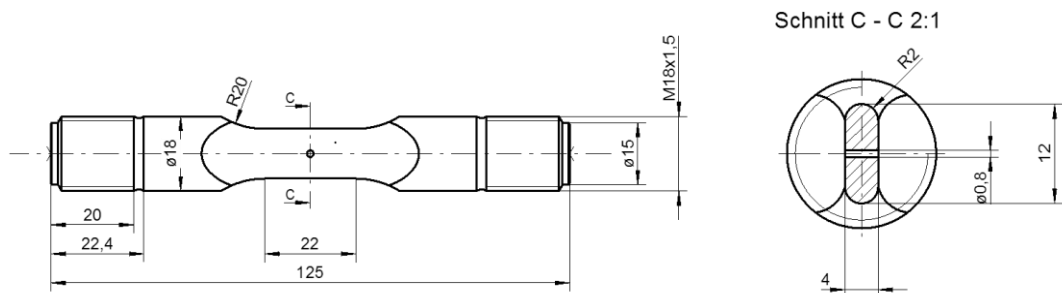


Bild 6-3: Geometrie Lochprobe Typ 1

In Lochprobe Typ 2 beträgt der Winkel zwischen Bohrung und langer Prüfzonenseite 45° (Bild 6-4).

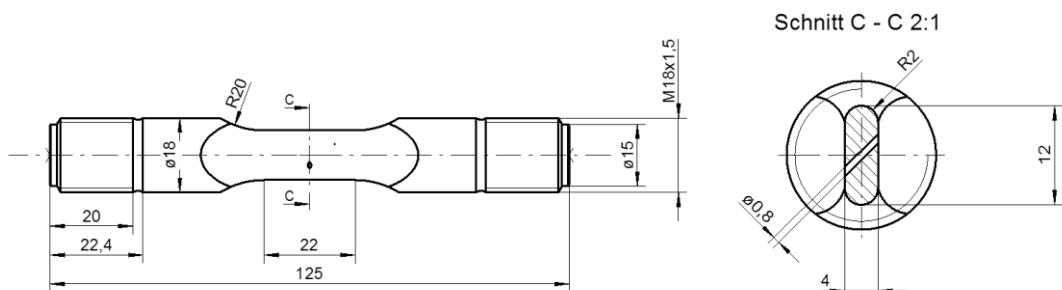


Bild 6-4: Geometrie Lochprobe Typ 2

In vorrangegangenen Untersuchungen zum Kriechermüdungsrissverhalten von gerichtet-erstarnten und einkristallinen Gussvarianten wurde eine Hohlprobe verwendet [7]. Die Prüfzone dieser Probe hat einen äußeren Durchmesser von 14 mm und einen inneren

Durchmesser von 10,5 mm, sowie eine durchgehende mechanische Bohrung mit Durchmesser 0,8 mm. Diese Probengeometrie dient zur Abbildung der Verhältnisse in einer Turbinenschaufel mit Kühlluftkanälen. Ergebnisse aus den Untersuchungen an dieser Probengeometrie werden ebenfalls zur Validierung des Modells herangezogen.

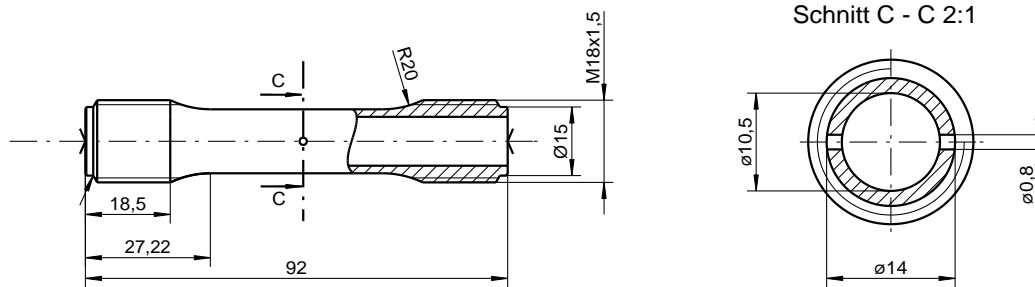


Bild 6-5: Geometrie Hohlprobe

6.4 Versuchsdurchführung

Die Untersuchungen des Oxidationsverhaltens sowie des isothermen Kriechriss- und Ermüdungsrissverhaltens erfolgt nach den Vorgaben und Empfehlungen internationaler Prüfnormen. Daher wird an dieser Stelle auf eine detaillierte Beschreibung zur Durchführung dieser Experimente verzichtet und auf die in 6.1 angegebenen Literaturstellen verwiesen. Zur Validierung des Modells sind dagegen komplexe Versuchsformen nötig, deren Durchführung nicht in Richtlinien festgehalten ist. In diesem Abschnitt wird daher die in [9] verwendete Versuchstechnik zur Durchführung von TMF-Rissfortschrittsexperimenten mit Haltezeiten vorgestellt.

(An-)Isotherme Kriechermüdungsrissversuche wurden am IfW Darmstadt an servo-hydraulischen, rechnergesteuerten Prüfmaschinen durchgeführt. Der verwendete Prüfaufbau ist in Bild 6-6 dargestellt. Die Proben wurden hierzu beidseitig in wassergekühlten Spannzeugen eingespannt. Die Probenenerwärmung erfolgte induktiv. Die Probenabkühlung wurde über eine aktive Luftkühlung realisiert. Zur Dehnungsmessung an Corner-Crack Proben wurden axiale Extensometer verwendet, welche symmetrisch zur erodierten Kerbe an der Probekante angesetzt wurden. An Lochproben wird die Dehnung über keramischen Messstangen mit Kegelspitzen an der flachen Probenseite symmetrisch zur Bohrung abgegriffen.

Zur Steuerung der Temperatur während des Versuchs wird am oberen Übergangsbereich ein Bandthermoelement mit einem federgelagerten keramischen Finger angedrückt. Die Steuerung über dieses Thermoelement wird in-situ mit einer hochauflösenden Infrarot-Kamera der Firma INFRATEC kalibriert. Gegenüber der in [68] empfohlenen Methode mit einer abnehmenden Anzahl von Kalibrierthermoelementen entstehen dadurch einige Vorteile:

- Während Thermoelemente statisch auf einen punktuellen Wert kalibriert sind, ermöglicht die Verwendung der IR-Technik eine Rückführung auf eine dynamische Temperaturkalibrierung
- Die in-situ-Kalibrierung wird bei jedem Probenwechsel angepasst und ist daher robuster gegen minimale Abweichungen in der Einbausituation bzw. der Thermoelementposition.

- Gleichzeitig können mit dieser Technik die minimalen und maximalen Abweichungen in axialer und transversaler Richtung der Prüfzone beim Einrichten des Prüfstandes erfasst und bei jedem Probenwechsel kontrolliert werden.

Dieses Verfahren bedingt jedoch, dass der Emissionsgrad von der Oberfläche des betrachteten Objekts (Probe) im gesamten Temperaturbereich und über längere Zeit stabil bleibt. Hierzu wird der von ROLLS-ROYCE speziell für diese Anwendung entwickelte Thermolack HE23 per Airbrush-Verfahren aufgesprüht. Die IR-Emissionseigenschaften wurden in [96] untersucht. In [97] wurde ein ähnliches Vorgehen zur Steuerung von TMF-Versuchen, inklusive einer Validierung über Thermoelemente vorgestellt.

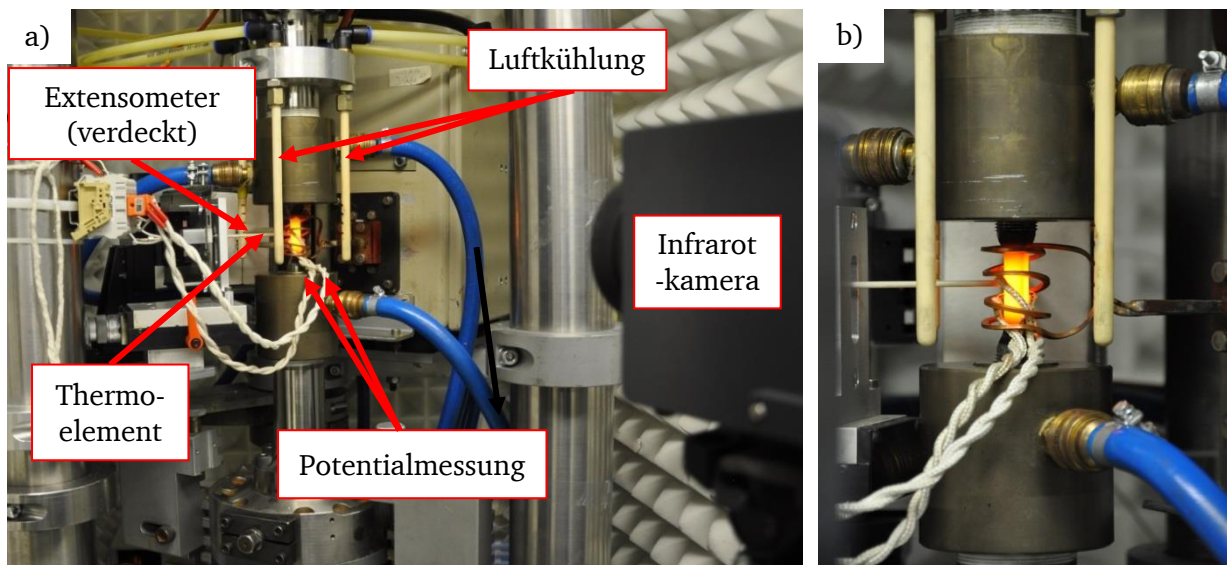


Bild 6-6: Prüfaufbau DPM 1 für isotherme und anisotherme Ermüdungsrissversuche, IfW Darmstadt a) Übersicht, b) Nahaufnahme

Bild 6-7 links zeigt die Temperaturverteilung in der Prüfzone einer Lochprobe bei 950 °C. Die angezeigten Messpunkte oben und unten entsprechen in etwa den Abgriffspunkten des Seitenextensometers. Innerhalb der Extensometermesslänge ist die Temperaturverteilung sehr gleichmäßig und erfüllt die Vorgaben aus Prüfvorschriften für isotherme Ermüdungsversuche. In Bild 6-7 rechts ist der kalibrierte Temperaturzyklus für TMF-Versuche im Vergleich zur Sollwertkurve dargestellt. Bild 6-8 zeigt die zeitliche Entwicklung der Abweichungen in der Prüfzone während dieses Zyklus. Sowohl während der Aufheiz- als auch während der Haltephase ist die axiale Abweichung minimal. In der Abkühlphase sinkt die Temperatur in der unteren Probenhälfte auf Grund der Wärmeleitung schneller als in der oberen. Die Vorgaben der TMF-Prüfnorm ISO 12111 werden jedoch zu jedem Zeitpunkt erfüllt.

Ein Teil der Versuche zur Modellvalidierung wurde durch weitere optische in-situ Verfahren begleitet, um Rissfortschrittsverhalten besser aufklären zu können. So wurden Ermüdungsrissversuche, die am Fraunhofer IWM durchgeführt wurden, mit einem digitalen Messmikroskop begleitet, um die Rissverläufe während des Versuchs zu dokumentieren [95]. Am IfW Darmstadt wurde in Versuchen an Lochproben das Dehnfeld im Prüfzonenbereich mit einem Stereo-Digitalkerasystem der Firma GOM gemessen. Damit werden Erkenntnisse über den Zusammenhang von lokalen Dehnungskonzentrationen (aufgrund der Bohrungen oder der Kornstruktur) und der Rissbildung, sowie der Rissfortpflanzung gewonnen [98]. Für eine detaillierte Beschreibung der Verfahren wird auf die angegebenen Literaturstellen

verwiesen. Die Erkenntnisse aus beiden Verfahren tragen erheblich zum Verständnis der wirkenden Schädigungsmechanismen unter thermomechanischer Beanspruchung bei und werden in der Validierung des Rissfortschrittsmodells diskutiert.

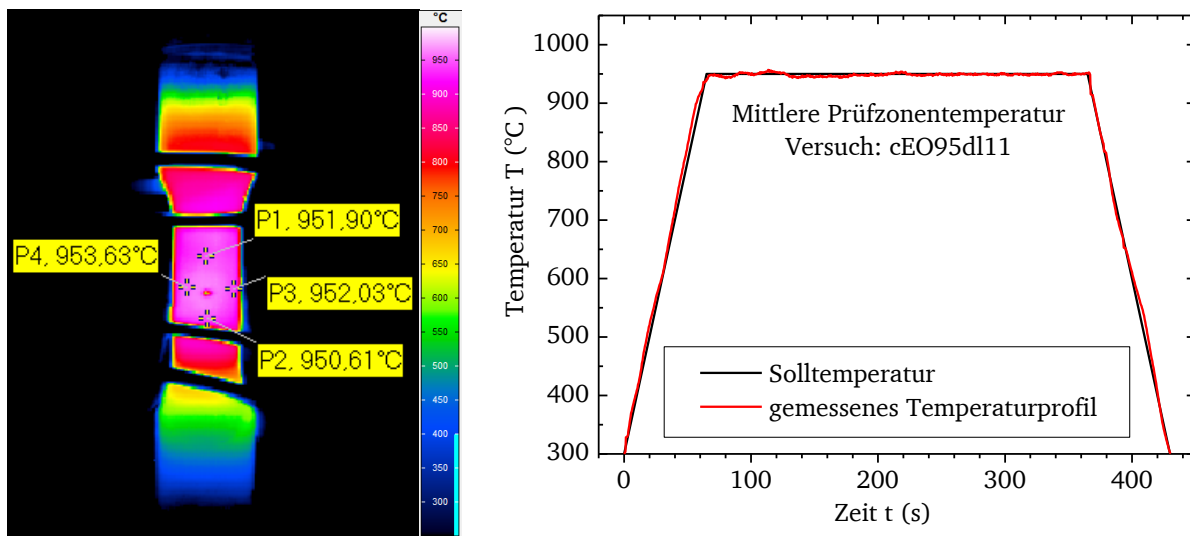


Bild 6-7: Links: Temperaturverteilung in der Prüfzone einer Lochprobe bei 950 °C, rechts: Gemittelte Temperatur im Messbereich einer Lochprobe während eines TMF-Zyklus von T = 300 °C - 950 °C - Vergleich mit Sollwertkurve

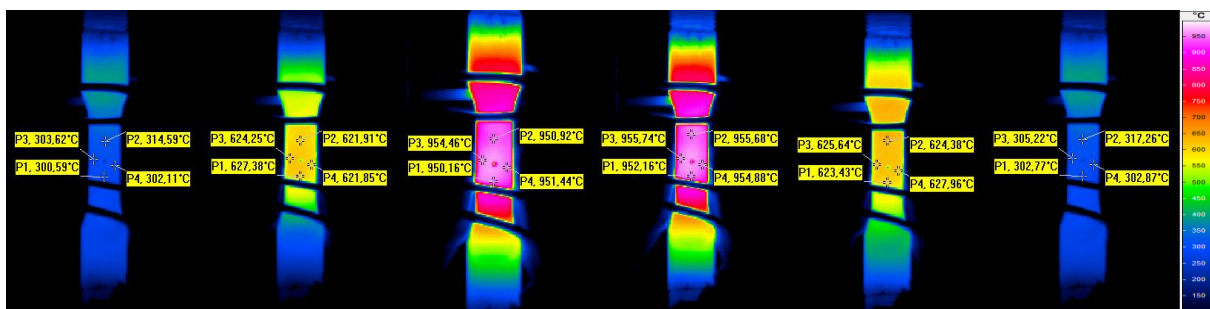


Bild 6-8: Temperaturverteilung in der Prüfzone einer Lochprobe während eines TMF-Zyklus von T = 300 °C - 950 °C

Zur Messung des Rissfortschritts während Kriech- und Ermüdungsrisswachstumsversuchen wurde der Potentialabfall im Bereich der Rissstartkerbe gemessen. Dazu wurde eine Wechselstrompotentialsonde der Firma MATELECT verwendet. Die kontinuierliche Messung des Potentialsignals bei induktiver Erwärmung wird durch einen gefilterten Vorverstärker zwischen Probe und Potentialsonde ermöglicht. Dieser Vorverstärker filtert von der Induktionsheizung induzierte Störungen über einer Frequenz von 10 kHz. Zur Stromzufuhr und Potentialmessung wurden Platindrähte mit einem Durchmesser von 0,35 mm verwendet. Die Platindrähte wurden mit einer Mineralfaserummantelung geschützt und mit einem teilautomatisierten Widerstandsschweißgerät an der Probe befestigt. Die Stromzufuhr erfolgte bei den Corner-Crack-Proben im Abstand von 1 mm von der gekerbten Kante und 3 mm von der Kerbe. Der Potentialabgriff erfolgte an der gekerbten Kante und 1 mm von der Kerbe (Bild 6-9). Bei Loch- und Lochfeldproben werden Dehnungs- und Potentialabgriff über eine Probenfläche realisiert. Der Strom wurde in einem Abstand von 5 mm, das Potential in 1 mm Abstand, von Bohrung und in der Mitte der breiteren Probenfläche zugeführt (Bild 6-10).



Bild 6-9: Potentialabgriff an Corner-Crack Proben (IfW)



Bild 6-10: Potentialabgriff an Lochproben Typ 1 (IfW)

Um in Corner-Crack Proben einen definierten Anriss zu bilden, wurden diese bei Raumtemperatur in einer servo-hydraulischen Prüfmaschine angeschwungen. Die Anschwingprozedur bestand aus lastgeregelten Zug-Schwell-Belastungen ($R_e=0,1$) mit einer Sinus-Wellenfunktion und einer Frequenz von 10 Hz. Die anfängliche Maximalkraft betrug 30 kN. Das Anschwingen wurde mittels Wechselstrompotentialsonde (ACPD) überwacht. Bei einem beginnenden Potentialanstieg wurde die Prozedur unterbrochen und die Kraft verringert. Insgesamt wurden je Probe fünf Laststufen durchlaufen. Die Maximallast der letzten Laststufe betrug 18 kN. Lochproben wurden nicht angeschwungen, da die Anrissbildung im Versuch erfolgt und zur Validierung der Lebensdauervorhersage herangezogen wird. Nach Abschluss der Versuche wurden die Proben ausgebaut und die Situation in der Prüfzone dokumentiert. Bei einem erkennbaren dominanten Riss ausgehend von der Rissstartkerbe wurde die Probe bei Raumtemperatur aufgeschwungen und die Endrisslänge in der Rissfortschrittsebene lichtmikroskopisch erfasst (Bild 6-11).

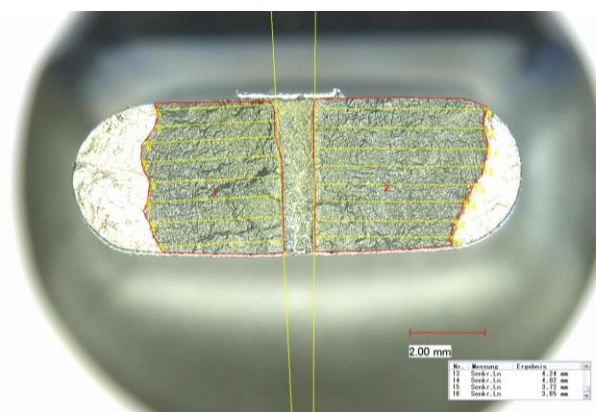
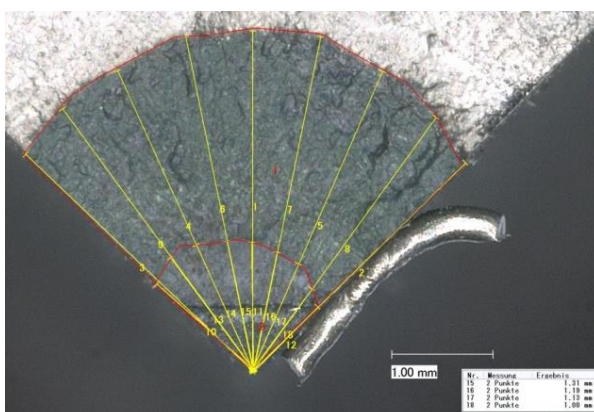


Bild 6-11: **Links:** Vermessung der Anfangs- und Endrisslängen an einer Corner-Crack Probe, **rechts:** Vermessung der Endrisslänge an einer Lochprobe Typ 1

7 Ergebnisse und Diskussion zur Modellkalibrierung

In diesem Abschnitt werden die Resultate der Untersuchungen zum Oxidations-, Kriechriss- und Ermüdungsrissverhalten unter isothermen Bedingungen dargestellt und interpretiert. Zunächst erfolgt dabei eine qualitative Bewertung des Schädigungsverhaltens unter jeweils weitgehend isolierten Versuchsbedingungen. Anschließend werden aus den quantitativen Versuchsdaten, die in Abschnitt 4.1 beschriebenen Modellgleichungen für beide Werkstoffe angepasst.

Gegen Ende jedes Teilabschnitts werden die betrachteten Ergebnisse zusammengefasst und im Hinblick auf die Anforderungen und Hypothesen des Rissfortschrittsmodells kommentiert.

7.1 Untersuchungen zum Oxidationsverhalten

In Abschnitt 6.1 wurde erläutert, dass zur Kalibrierung des Oxidationsanteils zum Gesamtrissfortschritt an beiden Versuchswerkstoffen ein umfangreiches Testprogramm von isothermen und zyklischen Auslagerungsversuchen durchgeführt wurde, da vor Allem im Fall von C1023 kaum Literaturwerte zur Verfügung standen (siehe Tabelle 6-1). Daneben wurden die Einflüsse auf das Oxidationsverhalten der beiden technisch-relevanten Nickeltungstlegierungen umfassend aufgeklärt. Aufgrund des Umfangs der so gewonnenen Erkenntnisse werden in diesem Abschnitt ausschließlich Ergebnisse mit Einfluss auf die Modellierung des Rissfortschrittsverhaltens dargestellt. Beobachtungen zum Ablauf der Deckschichtbildung und verschiedener Einflussfaktoren auf das Oxidationsverhalten werden der Vollständigkeit halber in Anhang A zusammengefasst.

Bevor auf die quantitativen Ergebnisse dieser Untersuchungsreihe eingegangen wird, soll zunächst überprüft werden, ob das Oxidationsverhalten der Versuchswerkstoffe dem in Abschnitt 2.2.2 beschriebenen Stand des Wissen entspricht oder ob die Hypothese einer strukturellen Schädigung des Randbereichs durch die Oxidation aufgrund von γ' -Verarmung im Falle der untersuchten Materialien verworfen werden muss. Dazu wurde der Randbereich einiger Oxidationsproben im Tiefenprofil untersucht. Die Konzentrationsgradienten der wichtigsten Legierungselemente wurden qualitativ mittels Energie-dispersiver Röntgenbeugung (EDX) erfasst. In Härtemessungen mittels Nanoindentation wurde der Härteverlauf im Randschichtbereich nachvollzogen. In Bild 7-1 sind die so erhaltenen Ergebnisse für Proben aus C1023 (Bild 7-1a) und M-247 LC SX (Bild 7-1b) dargestellt. Beide Proben wurden bei 1050 °C für vier Stunden isotherm ausgelagert. Die metallographische Präparation der beider Proben offenbart γ' -Verarmungszonen mit einer Breite von einigen Mikrometern. Diese kann mit einem deutlichen Konzentrationsgefälle von Aluminium korreliert werden. Am Übergang zur Oxidschicht beträgt der Aluminiumgehalt nur noch ca. 50% des Ausgangswerts im Volumen (ca. 2 – 2,5 Ma.-%). Bei dieser Konzentration bilden sich nach dem Zustandsdiagramm von Ni-Al-Legierungen keine γ' -(Ni₃Al)-Ausscheidungen aus. In beiden Fällen ist ein deutlicher Abfall der Härte hin zum Rand der Verarmungszone erkennbar. Während die Messwerte im Volumen der Proben weitgehend mit typischen Makrohärtewerten (siehe Tabelle 5-2 und Tabelle 5-4) für beide Werkstoffe übereinstimmen, sinken diese hin zur Oxidschicht um ca. 50%. Auch wenn durch diese Untersuchung keine direkte Korrelation zwischen der γ' -Verarmung und einem verminderten Rissfortschrittswiderstand gefunden werden kann, bestätigen sie die Beobachtungen in der Literatur und sprechen für die Beibehaltung der Modellhypothese und deren Anwendung auf

die Versuchswerkstoffe. Die Untersuchung an M-247 LC SX demonstriert weiterhin, dass das Oxidationsverhalten auf diesem Maßstab nicht wesentlich durch die Kornstruktur, sondern maßgeblich durch die chemische Zusammensetzung der Legierung beeinflusst wird.

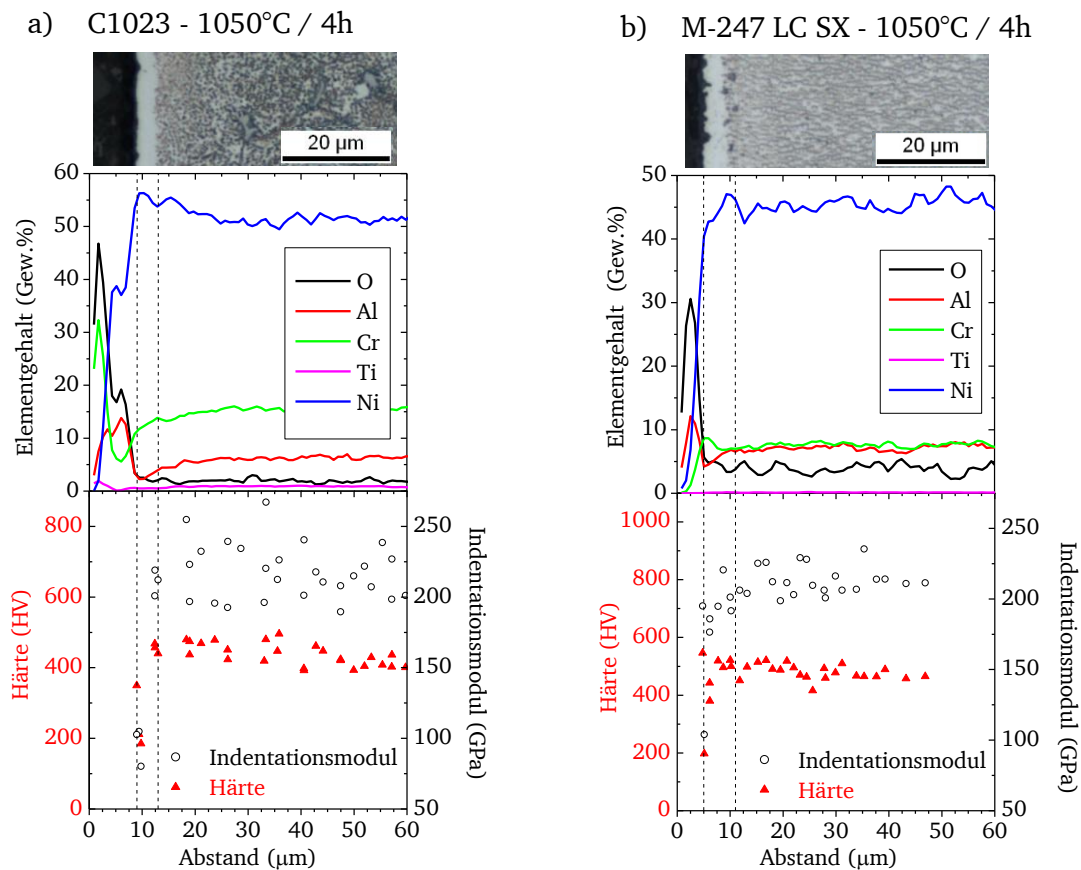


Bild 7-1: Chemische und mechanische Charakterisierung der entstandenen γ' -Verarmungszone nach 4 h bei 1050 °C; a) in C1023, b) in M-247 LC SX

Zur Modellierung des Wachstums des verarmten Bereichs wurden von allen ausgelagerten Proben metallographische Präparationen des Querschnitts angefertigt und die Verarmungszone anhand lichtmikroskopischer Aufnahmen an mehreren Stellen vermessen. Eine solche Vermessung ist beispielhaft in Bild 7-2 dargestellt. Dabei wurde eventuelle innere Oxidpartikel dem Verarmungsbereich hinzugerechnet.

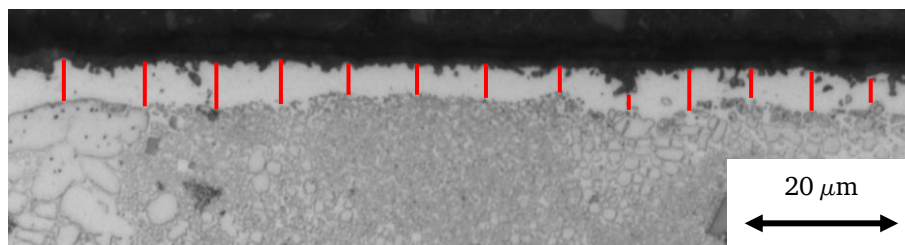


Bild 7-2: Beispiel für die Vermessung der γ' -Verarmungszone an einer Oxidationsprobe aus CM-247 LC

Der Mittelwert aus der Vermessung mehrerer Schliffbilder einer Probe wird zur Kalibrierung der Modellparameter aus Gleichung 4-2 gegen die Gesamtauslagerungsdauer bei der jeweiligen Prüftemperatur aufgetragen. Für M-247-Legierungen (Bild 7-3) wurden die Messwerte sowohl von konventionell vergossenen, als auch einkristallinen Varianten

herangezogen. Die Prüftemperaturen staffeln sich erwartungsgemäß. Zur Modellanpassung wird zunächst der Exponent durch lineare Regression an den Werten der Prüftemperatur mit der höchsten Belegung (1050 °C) bestimmt. Dieser wird genutzt, um für jede Prüftemperatur einen passenden Vorfaktor zu erhalten. Aus den drei Vorfaktoren bei unterschiedlicher Temperatur wird durch Logarithmieren und lineare Regression der Arrhenius-Vorfaktor und die zugehörige Aktivierungsenergie abgeleitet. Die bestimmte Aktivierungsenergie von 388,7 kJ/mol liegt im Erwartungsbereich. In Oxidationsuntersuchungen aus [90] wurden 322 kJ/mol bestimmt.

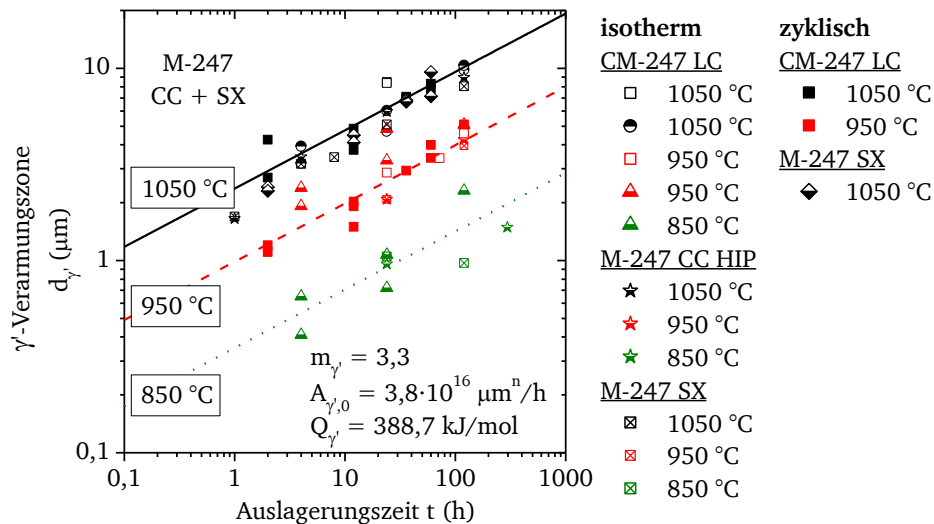


Bild 7-3 Gemessene γ' -Verarmungszone aus isothermen und zyklischen Auslagerungsversuchen an M-247 Gussvarianten mit angepasster, temperaturabhängiger Beschreibung nach Gleichung 4-2

Die Qualität der gewählten Beschreibung kann durch Vergleich mit Literaturwerten bewertet werden [90–92]. Sowohl die Interpolation zu 900 °C und 1000 °C, als auch die Extrapolation zu geringen Temperaturen (800 °C) beschreiben die Literaturwerte angemessen. Das Verhalten bei 1100 °C wird dagegen unterschätzt. Es ist denkbar, dass bei dieser hohen Temperatur die Passivierungswirkung durch Oxidationsschichtbildung nicht mehr wirkt.

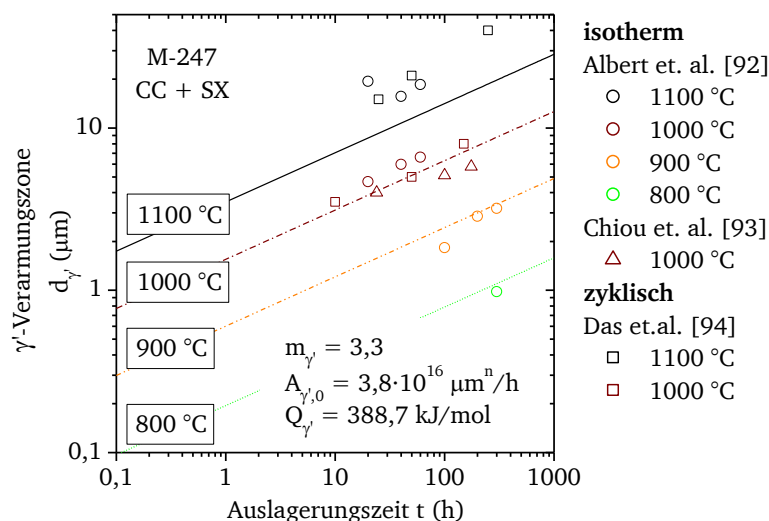


Bild 7-4: Vergleich von inter- und extrapolierten Verläufen des Wachstumsmodells zur γ' -Verarmung mit Literaturdaten

Ausgehend von der Parameterbestimmung für M-247-Legierungen wurde die Anpassung an C1023-Messwerten abgeleitet (Bild 7-5). Aktivierungsenergie und Exponent sind vergleichbar. Da zu dieser technischen Legierung die Verfügbarkeit von Literaturwerten gering ist und so kein Abgleich möglich ist, wurde für den, später maßgeblich relevanten, Kurzzeitbereich eine konservative Beschreibung gewählt.

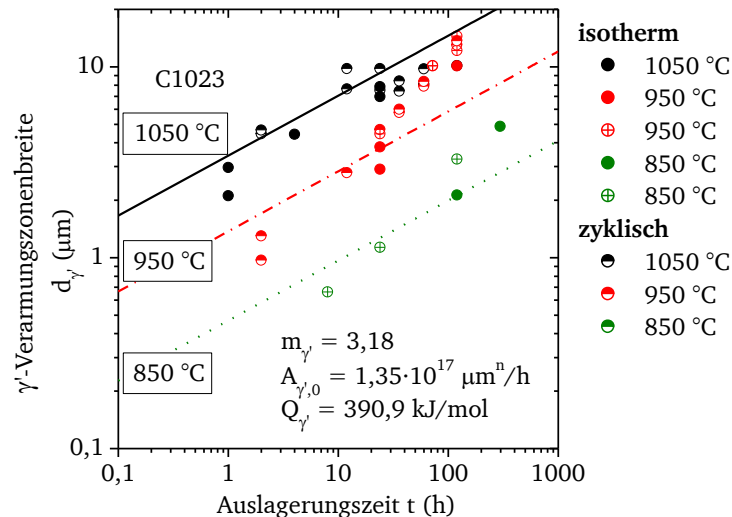


Bild 7-5: Gemessene γ' -Verarmungszone aus isothermen und zyklischen Auslagerungsversuchen an C1023 mit angepasster, temperaturabhängiger Beschreibung nach Gleichung 4-2

Um die Qualität der Anpassungen weiter zu beurteilen, wird der Einfluss der Temperatur aus den Darstellungen Bild 7-3 und Bild 7-5 entfernt, indem die Messwerte durch den Wert des Arrhenius-Terms dividiert werden. In dieser Auftragung fallen die Prüftemperaturen zusammen und es zeigt sich, dass alle Messwerte in ein gemeinsames Streuband mit Faktor 2 fallen. Lediglich der Kurzzeitbereich von C1023 wird aufgrund der Anpassung überschätzt. Nach Logarithmieren der Messwerte kann die Methode der linearen Regression angewendet werden. In beiden Fällen ergibt sich ein Regressionskoeffizient von über 0,8.

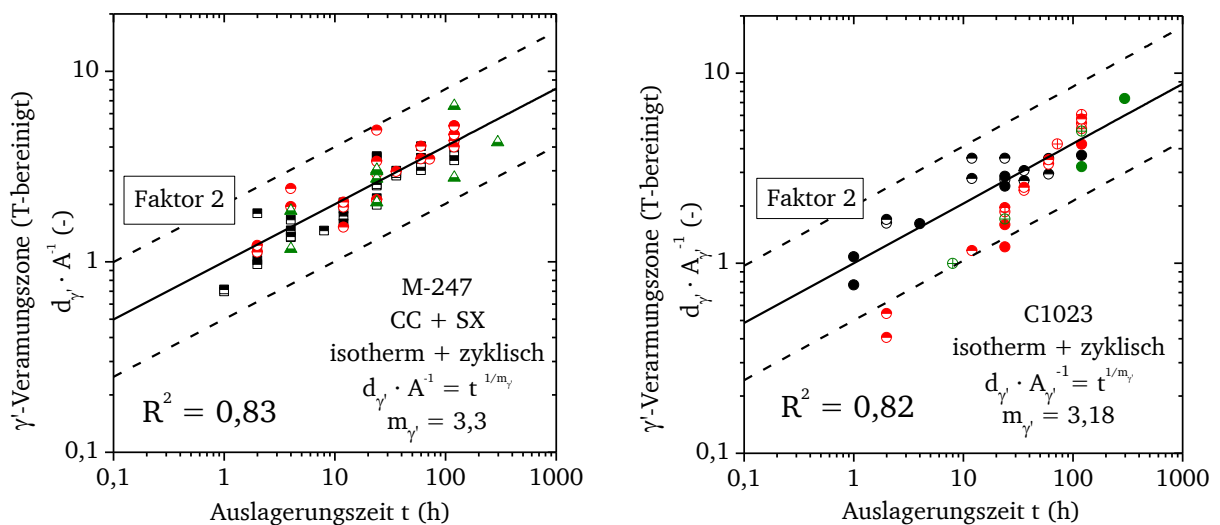


Bild 7-6: Darstellung des γ' -Verarmungszone wachstums ohne Temperatureinfluss zur Bewertung der Messwertstreuung und der Qualität der Modellanpassung; **links:** für M-247 Gussvarianten, **rechts:** für C1023

Das Oxidationsverhalten der Versuchswerkstoffe entspricht den im Stand des Wissens beschriebenen Mustern. Die Annahme des γ' -verarmten Bereichs als strukturelle Schädigung durch Oxidation (H3) bleibt daher bestehen. Die Wachstumskinetik der Verarmungszone wurde für beide Versuchswerkstoffe bestimmt. Die abgeleiteten Wachstumsgesetze beschreiben sowohl isothermes als auch zyklisches Verhalten (A2, H2). Auch Ergebnisse an einkristallinem M-247 werden erfasst (A3). Die angepassten Wachstumsmodelle stellen die Basis für die Bewertung des Oxidationsanteils am Gesamtrissfortschritt dar.

7.2 Kriechrisversuche

Im Fall von grobkörnigen Nickelgusslegierungen wird die experimentelle Beschreibung des Kriechrisverhaltens oft durch die geringe Anzahl von Kristalliten innerhalb des Prüfquerschnitts von bruchmechanisch-technologischen Proben erschwert. Im Rahmen dieser Untersuchung mussten mehrere Versuche für ungültig erklärt werden, weil sich abseits der Rissstartkerbe sekundäre Anrisse gebildet hatten, die zum Versagen der Probe führten. Von diesem Problem wurde bereits in früheren Forschungsarbeiten berichtet [8,75]. Zur Aufklärung dieses Phänomens muss ein Verständnis über die an Korngrenzen und Tripelpunkten entstehende „metallographische Kerbwirkung“ gewonnen werden. Die dort entstehende Spannungsüberhöhung kann gravierender sein, als eine die einer angeschwungenen Rissstartkerbe, falls die Rissspitze gut innerhalb eines großen Kristallits eingebettet ist und sich keine Korngrenzen oder in deren Nahfeld befindet. Derzeit stellen kristallplastische Ansätze die aussichtsreiche Methode hierfür dar. Berechnungsmethoden zur Abschätzung dieser Kerbwirkung werden aktuell bearbeitet. Ist diese bekannt, sollte die Rissfortschrittgeschwindigkeit sekundärer Kriechrisse mit der aus gültigen Kriechrissexperimenten übereinstimmen.

In Bild 7-7 werden Beispiele für gültige Kriechrissexperimente an Corner-Crack-Proben beider Versuchswerkstoffe bei 950 °C gezeigt. Ausgehend von der Rissstartkerbe breiten sich die Risse unregelmäßig ins Ligament aus. In manchen Fällen gibt es eine Vorzugsrichtung (wie z.B. in Bild 7-7 links in 45°-Orientierung von den Probenkanten), während manche Experimente annähernd die typische Viertelkreis-förmige Rissfront zeigen (Bild 7-7). Weiterhin sind vereinzelt „Inseln“ in der Bruchfläche ohne Oxidbelegung erkennbar. Die Kriechrisausbreitung lief um diese Bereiche herum und ließ so einige Bereiche intakt.

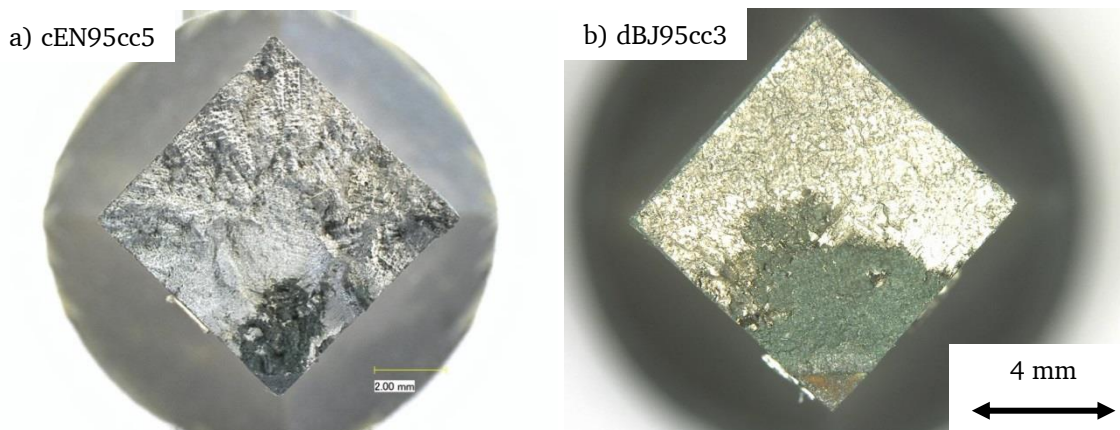


Bild 7-7: Aufgeschwungene Rissausbreitungsflächen aus Kriechrisversuchen an Corner-Crack-Proben: a) C1023 bei 950 °C; b) CM-247 LC bei 950 °C

Ursache für dieses Erscheinungsbild ist der Mechanismus der Kriechrissausbreitung, wie er bereits in Abschnitt 2.2.3.4 angesprochen wurde. In Bild 7-8 wird der Verlauf eines Kriechrisses in C1023 nach einer metallographischen Präparation dargestellt. Der Verlauf ist unstetig und folgt Grenzflächen in der Mikrostruktur. Dabei handelt es sich in diesem Fall vorwiegend um interdendritische Bereiche. Unter der Oberfläche des Primärrisses ist bis nahe an die Rissspitze heran eine Verarmungszone entstanden, doch der unregelmäßige Rissverlauf setzt sich auch nach deren Ende fort (Bild 7-8b). Außerdem finden sich in der Nähe der Rissspitze des Primärrisses einige Mikrorisse ohne Oxidationserscheinung entlang von Dendritenarmen (Bild 7-8c).

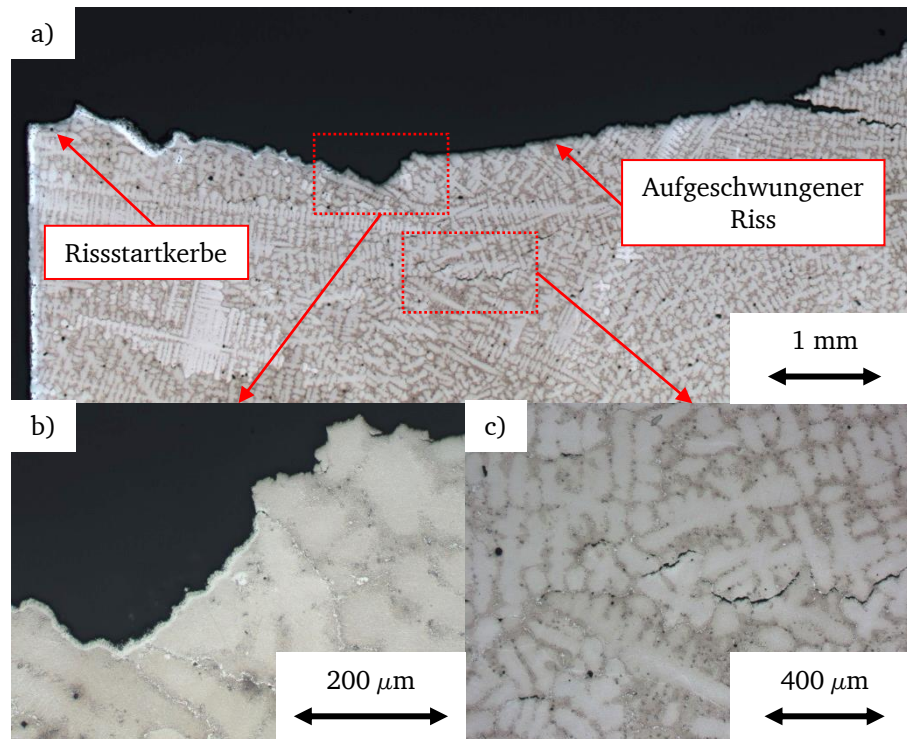


Bild 7-8: Kriechrissverlauf in C1023 bei 950 °C (aus Versuch cEN95cc5): **a)** Übersicht; **b)** Ende der primären Kriechrissausbreitung; **c)** Sekundärrisse im Ligament ohne Verarmungszonen

Die Rissausbreitung in M-247 zeigt ähnliche Muster. Die Nahaufnahme der Rissspitze in Bild 7-9a) zeigt, wie sich der Rissverlauf aus einer Verbindung von Mikrorissen vor der Spitze entwickelt. Die noch unverbundenen Mikrorisse weisen keine Anzeichen von Oxidation auf. Bild 7-9c) zeigt eine der angesprochenen „Inseln“ im Rissverlauf. Beim Aufschwingen der Probe nach Versuchsende brach der umschlossene Bereich spröde aus. Links und rechts des Ausbruchs ist der Verlauf des Kriechrisses erkennbar. Während links eine Verarmungszone unterhalb der Rissoberfläche erkennbar ist, zeigt die rechte Seite keine Oxidationserscheinungen.

Aus der Beobachtungen an beiden Versuchswerkstoffen kann abgeleitet werden, dass Kriechrissausbreitung im Wesentlichen durch die Interaktion der Spannungsüberhöhung an der Rissspitze mit mikrostrukturellen Schwachstellen in der Umgebung bedingt ist. Oxidation spielt, wie auch in [77] dargestellt, nur eine untergeordnete Rolle. Für die angestrebte linear-akkumulative Modellierung des Rissfortschritts bedeutet dies, dass für rein statische Belastung keine Interaktion der beiden Rissfortschrittsterme berücksichtigt werden muss.

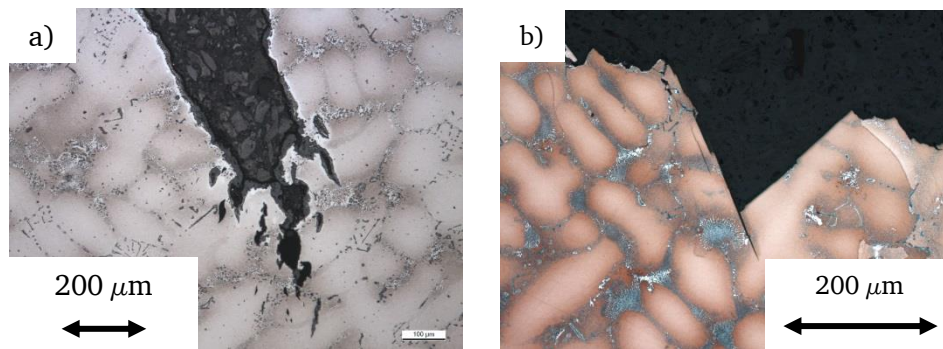


Bild 7-9: Kriechrisspitzenbereiche in M-247 CC: **a)** mit Mikrorissen um die Risspitze (aus Versuch dBG85cc2, 850 °C); **b)** mit unterbrochenem Rissverlauf und Ausbruch (aus Versuch dBJ95cc3 bei 950 °C)

In Abschnitt 4.1.2 wurde die Entscheidung für einen Bruchmechanikparameter zur Beschreibung von Kriechrissfortschritt zunächst offen gelassen, um die Versuchsdatenbasis zunächst mit Gültigkeitskriterien zu analysieren. In den Tabellen Tabelle 7-1 und Tabelle 7-2 sind die zur Modellkalibrierung verwendeten Versuche an M-247-Varianten bzw. an C1023 aufgelistet. Während zu Beginn dieser Untersuchung schon Kriechrissdaten für M-247-Legierungen aus Vorgängerarbeiten zur Verfügung standen, liegt für C1023 nur eine begrenzte, jedoch ausreichende Auswahl an eigenen Versuchen vor.

Die Versuche wurden zunächst sowohl mit K_I als auch mit C^* bewertet. In [9] wurde gezeigt, dass die Berechnung von C^* mit Gleichung 2-35 die robusteste Beschreibung liefert. Mit Gleichung 2-38 wurde anschließend die Übergangszeit t_T abgeschätzt. Diese beträgt unter allen Versuchsbedingungen nur einen Bruchteil der gesamten Versuchsdauer. Das bedeutet während eines Großteils der Laufzeit lag in der Probe ein stationärer Kriechzustand vor. Dies ist eine notwendige, aber nicht hinreichende Voraussetzung für die gültige Anwendung des Parameters C^* .

Anschließend wurde die Ausdehnung der Kriechzone vor der Risspitze r_C nach Gleichung 2-39 abgeschätzt. Die Kriechzone beträgt demnach in beiden Materialien durchschnittlich 0,4-0,5 mm, was lediglich einem Viertel der mittleren Korngröße entspricht. Das Materialverhalten sollte demnach deutlich von der Anisotropie des Werkstoffverhaltens innerhalb einzelner Kristallite beeinflusst werden. Insofern ist die Gültigkeit von C^* zumindest fraglich.

Letztlich ausschlaggebend ist jedoch die Bewertung der dimensionslosen Rissfortschrittsrate λ mit dem Gültigkeitskriterium nach Gleichung 4-3. Damit C^* zur Beschreibung der Ergebnisse geeignet ist, muss die gemessene Lastangriffspunktverschiebung durch Kriechverformung dominiert sein. Das ist erfüllt wenn $\lambda < 0,5$. In keinem der Versuche an M-247 oder C1023 wird diese Schwelle unterschritten. Selbst die niedrigsten Werte für λ liegen eine Größenordnung darüber. Die Verschiebung ist damit durch elastische Effekte beim Rissfortschritt dominiert und K_I daher als Beschreibungsparameter eindeutig vorzuziehen.

Tabelle 7-1: Übersicht der Kriechrissversuche zur Modellkalibrierung an M-247 Gussvarianten

Proben- bezeichnung	Gefüge	T (°C)	σ_0 (MPa)	t (h)	a_0 (mm)	a_{\max} (mm)	$t_T(a_0)$ (h)	$r_c(t_T, a_0)$ (mm)	λ (-)
dBB85cc1	CC	850	382	297	0,70	1,00	2,0	0,2	14,8
dBB85cc8	CC	850	296	2000	0,86	2,06	13,3	0,4	30,3
DBG85cc1	CC	850	385	241	1,12	1,33	2,3	0,3	7,8
DBG85cc2	CC	850	296	892	1,3	3,73	13,6	0,3	56,7
DBC95cc1	DS	950	184	383	0,71	1,18	7,4	0,2	50,3
DBC95cc5	DS	950	131	1910	0,73	0,94	51,4	0,2	32,4
dBJ95cc3	CC	950	225	65	1,73	5,01	0,4	0,4	22,7
dBf1.05cc1	SX	1050	133	14	1,34	3,99	0,1	0,4	6,4
dBf1.05cc2	SX	1050	91	206	0,88	1,78	2,7	0,2	165
dBj1.05cc1	CC	1050	92	146	2,00	4,59	0,8	0,5	37,0

Tabelle 7-2: Übersicht der Kriechrissversuche zur Modellkalibrierung an C1023

Proben- bezeichnung	T (°C)	σ_0 (MPa)	t (h)	a_0 (mm)	a_{\max} (mm)	$t_T(a_0)$ (h)	$r_c(t_T, a_0)$ (mm)	λ (-)
cEO85cc1	850	295	142	1,79	4,68	2,8	0,5	41,5
cEO95cc4	950	150	166	1,46	3,21	0,9	0,5	13,0
cEN95cc5	950	120	385	0,96	3,20	3,4	0,3	31,9
cEN1.05cc6	1050	55,0	138	2,06	6,60	2,5	0,7	37,8

In Bild 7-10 sind die an M-247-Varianten gemessenen Rissfortschrittsgeschwindigkeiten gegenüber K_I aufgetragen. Die Messwerte staffeln sich erwartungsgemäß nach der Prüftemperatur. Die Anzahl und Orientierung der vorliegenden Kristallite (Kornstruktur) scheint dagegen keinen wesentlichen Einfluss auf die Kriechrissgeschwindigkeit zu besitzen. Eine Erklärung hierfür bietet wiederum das Größenverhältnis zwischen Kriechzone und Korndurchmesser (siehe oben). Dies steht im Gegensatz zur globalen Zeitstandfestigkeit, bei der Einkristall- und gerichtete Erstarrung deutliche Vorteile besitzen.

Die Verläufe der unterschiedlichen Temperaturen werden gemäß Gleichung 4-4 durch Potenzgesetze beschrieben. Als Exponent wurde nach der Hui-Riedel-Theorie der Wert des Norton-Kriechexponent $m_{Cr} = 6$ festgesetzt (siehe Abschnitt 5.3). Analog zum Vorgehen bei der Anpassung des Oxidationsverhaltens wurde die Temperatur zunächst für jede Temperatur der Vorfaktor durch lineare Regression bestimmt. Anschließend wurde daraus ein Arrhenius-Term zur Abbildung des Temperatureinflusses angepasst. Die ermittelte Aktivierungsenergie für Kriechrissfortschritt von $Q_{Cr} = 568$ kJ/mol liegt nahe an der aus Aktivierungsenergie zur Beschreibung der minimalen Kriechgeschwindigkeit ($Q_n = 555$ kJ/mol).

Nach dem gleichen Prinzip wird eine Beschreibung der ermittelten Rissfortschrittsgeschwindigkeiten in C1023 erstellt (Bild 7-11). Aus Zeitstandexperimenten wurde ein Exponent von $m_{Cr} = 6,5$ übernommen. Aufgrund der eingeschränkten Datenlage

wurde darauf geachtet, dass Temperaturen mit geringer experimenteller Belegung konservativ beschrieben werden. Daher stimmt die ermittelte Aktivierungsenergie von $Q_{Cr} = 678 \text{ kJ/mol}$ auch nicht mit der aus der Norton-Beschreibung überein ($Q_n = 587 \text{ kJ/mol}$). Durch weitere experimentelle Absicherung, könnte die Anpassung dahingehend verbessert werden.

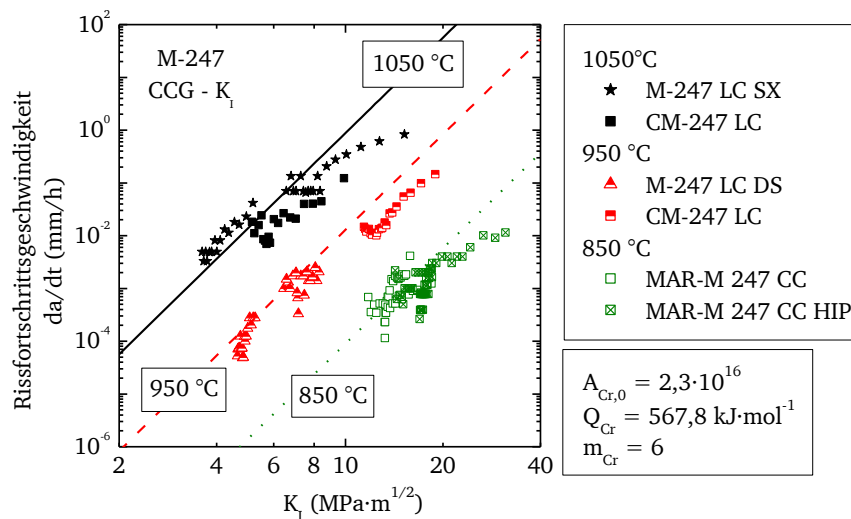


Bild 7-10: Kriechrissfortschrittsgeschwindigkeit in M-247 Gussvarianten in Abhängigkeit der Temperatur mit Anpassung von Gleichung 4-5

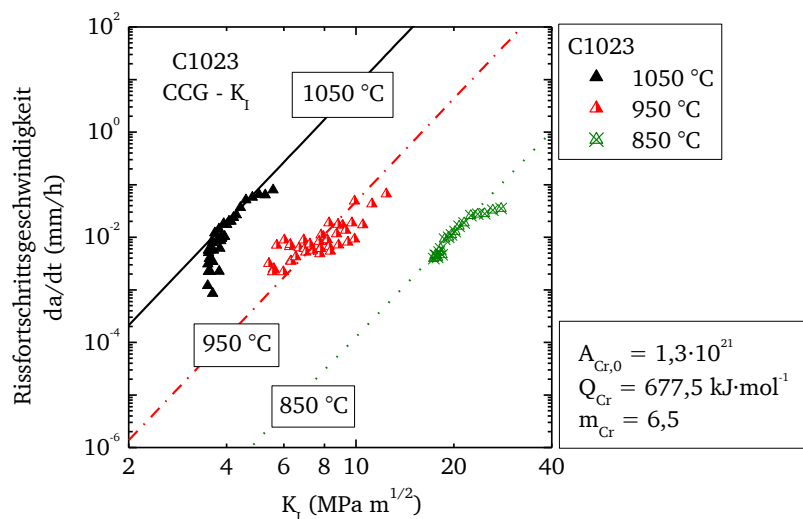


Bild 7-11: Kriechrissfortschrittsgeschwindigkeit in C1023 in Abhängigkeit der Temperatur mit Anpassung von Gleichung 4-5

Zur Beurteilung der Qualität dieser Anpassungen wurde die Auftragungen der Kriechrissfortschrittsgeschwindigkeit um den Einfluss der Temperatur bereinigt, indem durch den Wert des Arrhenius-Terms der jeweiligen Temperatur dividiert wurde (Bild Bild 7-12 links und Bild 7-13 links). Bei beiden Versuchswerkstoffen fallen die Messwerte so in ein gemeinsames Streuband mit Faktor 3. Diese Streubreite wird bei Nickelgusslegierungen im Rahmen von Rissfortschritts- und Lebensdauervorhersagen häufig angetroffen. Im Vergleich dazu streut die Beschreibung der Messwerte mit dem Parameter C^* , bei dem eine Temperaturabhängigkeit über die Norton-Anpassung eigen ist, um ein Vielfaches mehr. Die beobachtete Streubreite beträgt mehr als einen Faktor 10 um den Verlauf des NSW-Modells

für den ebenen Spannungszustand (siehe Gleichung 2-41, Abschnitt 2.1.2.2). Damit ist eine sinnvolle Vorhersage des Kriechrissanteils nicht möglich.

Durch Logarithmieren beider Achsen dieser Auftragungen lässt sich durch lineare Regression das Bestimmtheitsmaß R^2 für beide bruchmechanischen Parameter angeben. Das relativ hohe Bestimmtheitsmaß von K_I bei den Messwerten der M-247-Varianten von $R^2 = 0,94$ gegenüber von C^* ($R^2 = 0,74$) unterstreicht die bessere Eignung von K_I zur Abbildung der Messwerte. Bei C1023 ist dieser Unterschied noch deutlicher, da selbst innerhalb des Verlaufs einzelner Experimente eine hohe Variation auftritt.

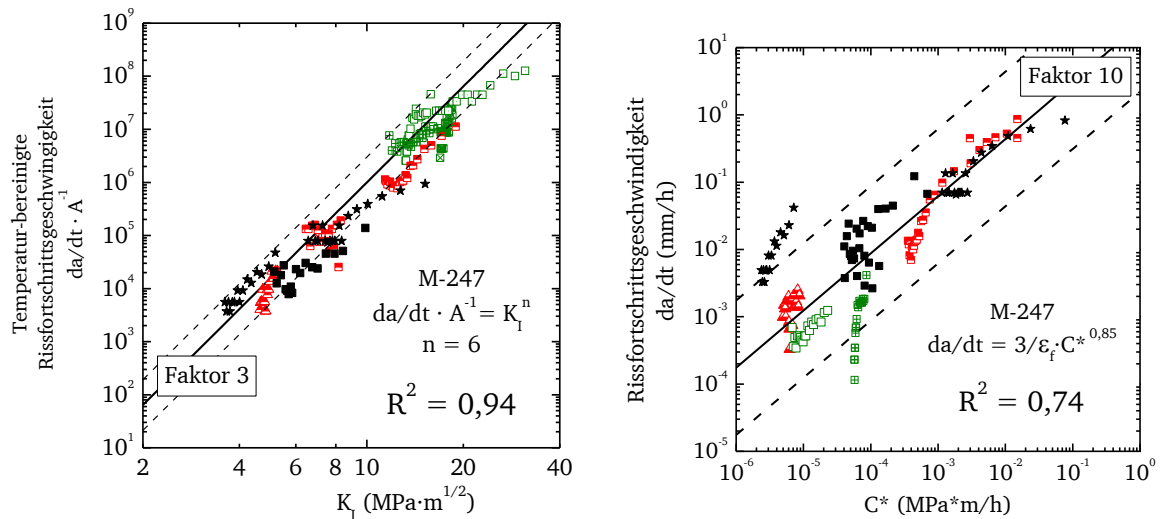


Bild 7-12: Vergleich der Kriechrissfortschrittsmodelle **links:** nach Gleichung 2-40, **rechts:** nach Gleichung 2-41 (rechts); angewendet auf Versuche an M-247

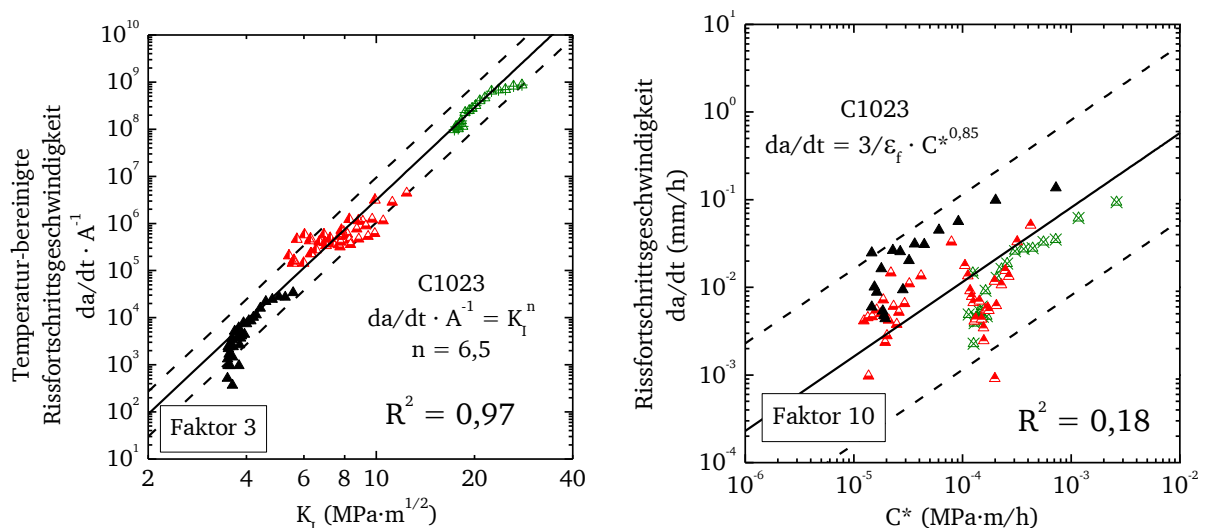


Bild 7-13: Vergleich der Kriechrissfortschrittsmodelle **links:** nach Gleichung 2-40, **rechts:** nach Gleichung 2-41 (rechts); angewendet auf Versuche an C1023

Durch diese statistische Bewertung der Modellvorhersage bestätigt sich also das Gültigkeitskriterium von λ und die bei der Modellbildung getroffene Annahme, dass das Kriechrissverhalten durch Kleinbereichskriechen dominiert und die verwendete Beschreibung mittels K_I tatsächlich die qualitativ bessere ist. Liegen keine Versuchsdaten für die Anpassung des Modells vor, kann das NSW-Modell als Designgrundlage verwendet werden. In diesem

Fall sollte jedoch der ebene Dehnungszustand bei der Auslegung angenommen werden, um auf der sicheren Seite zu liegen.

Das Kriechrissausbreitungsverhalten beider Versuchswerkstoffe wurde im Temperaturbereich 850 °C bis 1050 °C untersucht. Wesentlicher Ausbreitungsmechanismus ist die Bildung und Verbindung von Mikrorissen in Grenzflächen vor der Risspitze, sowie sekundären Kriechrissen. Der Spannungsintensitätsfaktor K_I ist, entsprechend der Theorie von Hui und Riedel, zur Beschreibung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit geeignet (H4). Entsprechend wurde eine temperatur-abhängige Beschreibung angepasst. Einkristalline, gerichtet erstarrte und konventionell vergossene M-247-Varianten fallen in ein gemeinsames Streuband (A3).

7.3 Ermüdungsrissversuche

In Kapitel 2.2.3 wurden die Einflüsse von Temperatur, Spannungsverhältnis und Prüffrequenz auf das Ermüdungsrissverhalten von Nickelgusslegierungen beleuchtet. Dabei wurde festgehalten, dass bis zu einer gewissen Grenztemperatur, der Einfluss von temperatur- und zeitabhängigen Effekten gering ausgeprägt ist.

In Bild 7-14 a) wird dies noch einmal am Beispiel von C1023 verdeutlicht. Die Messwerte bei 300 und 750 °C liegen sehr nahe beieinander. Darüber staffeln sich die Verläufe erwartungsgemäß.

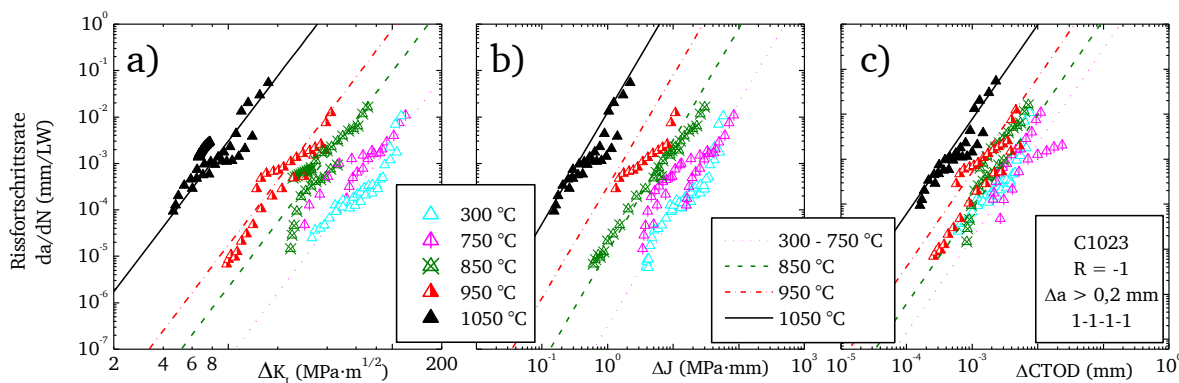


Bild 7-14: Temperaturabhängigkeit des Ermüdungsrissfortschritts in C1023, dargestellt gegenüber verschiedenen bruchmechanischen Lastparametern: a) ΔK_I , b) ΔJ , c) $\Delta CTOD$

Auch eine Auswertung dieser Messungen mit Parametern der elastisch-plastischen Bruchmechanik (Bild 7-14 b und c) führt zu demselben Ergebnis, auch wenn die Aufweitung der Rissfortschrittskurven etwas verringert wird. Die Verwendung von zyklischem J-Integral oder $\Delta CTOD$ zur Beschreibung führt jedoch nicht zu einer Vereinfachung der Rissfortschrittsmodellierung. Diese Beobachtung legt nahe, dass die Temperaturabhängigkeit des Ermüdungsrisswachstums nicht nur auf die Veränderung der quasi-statischen mechanischen Werkstoffeigenschaften (E-Modul, Streckgrenze) mit der Temperatur zurückzuführen ist.

An dieser Stelle wird noch einmal auf die vorangegangenen Abschnitte 7.1 und 7.2 verwiesen. Sowohl das Wachstum der γ' -verarmten Zone als auch das Kriechrisswachstum beider Werkstoffe wurde ab 850 °C erfasst und liefert bei dieser Temperatur messbare

Beiträge. Daher liegt die Annahme nahe, dass die gemessene Temperaturabhängigkeit des Ermüdungsrisswachstums tatsächlich aus der thermischen Aktivierung der beiden zeitabhängigen Schädigungsmechanismen zusammenhängt und reines Ermüdungsrisswachstum gemäß der Modellhypothese unabhängig von Temperatur- und Lastzyklusdauer ist. Um diese Vermutung genauer zu prüfen, müssen die Unterschiede im Rissausbreitungsmechanismus in den verschiedenen Temperaturbereichen genauer betrachtet werden. Dazu kann die metallographische Präparation von Rissfortschrittsproben wertvolle Beiträge liefern.

In Bild 7-15 wird der Rissverlauf aus einem Ermüdungsrisswachstumsversuch bei 950 °C mit 1-1-1-Lastzyklus gezeigt. Bereits in der lichtmikroskopischen Übersichtsaufnahme (Bild 7-15 a) zeigt sich eine deutliche Oxidationsschicht und γ' -Verarmungszone über den gesamten Rissverlauf. Eine hoch-vergrößerte, elektronenmikroskopische Aufnahme der Risspitze zeigt, dass sich diese bis in die Risspitze erstreckt. Diese Anordnung entspricht der phänomenologischen Modellvorstellung zum Rissfortschrittsprozess, wie in Bild 4-1 skizziert.

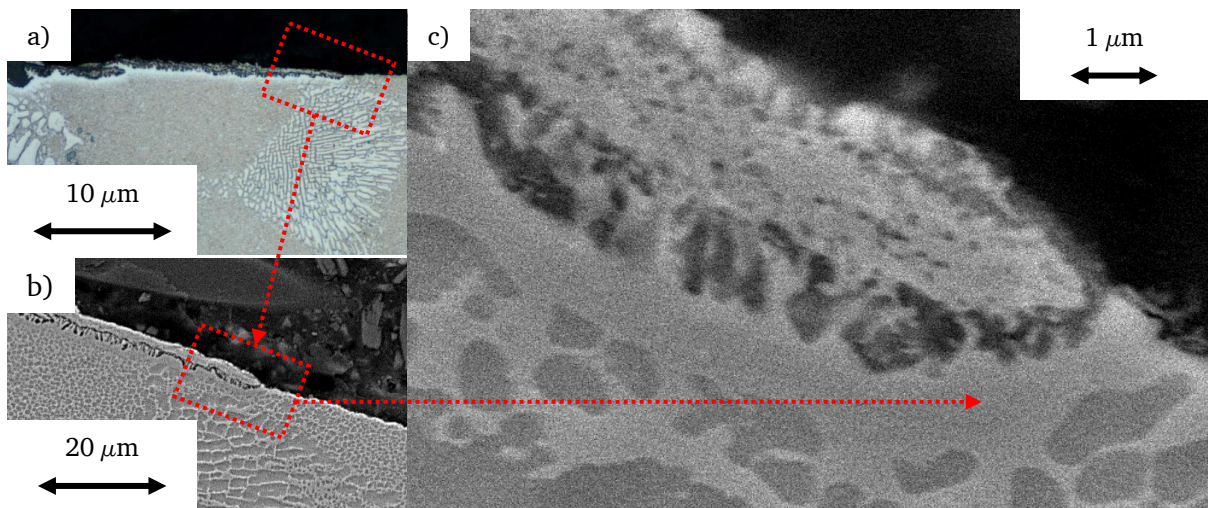


Bild 7-15: Ermüdungsrissverlauf in CM-247 LC bei 950 °C, Lastzyklus 1-1-1, mit γ' -Verarmungszone (aus Versuch dBJ95cc2): **a)** Übersicht; **b)** Vergrößerung; **c)** Nahaufnahme der Risspitze

An einem Rissverlauf bei 750 °C, mit gleichem Lastzyklus, wird diese Verarmungszone jedoch nicht gefunden (Bild 7-16). Nach Versuchsende liegen γ' -Ausscheidungsteilchen, bis an den Rand einer dünnen Oxidschicht auf der Rissfläche, vor. Die während des Rissfortschritts ablaufenden Prozesse unterscheiden sich demnach grundlegend. Während bei 950°C deutliche Merkmale von zeitabhängiger Schädigung auffindbar sind, fehlen diese bei 750 °C.

Auch wenn diese Beobachtungen die zuvor aufgestellte These der Temperatur- und Zeitunabhängigkeit des Ermüdungsrisswachstums stützen, sei an dieser Stelle ausdrücklich betont, dass durch den angestellten Vergleich kein eindeutiger Beweis erbracht wurde. Hierfür müsste das Rissfortschrittsverhalten der Versuchswerkstoffe wie in [74,77] unter Ausschluss von Sauerstoff bzw. unter Vakuum betrachtet werden. Solche Untersuchungen sind jedoch sehr zeit- und kostenintensiv, und konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht durch Kooperationspartner realisiert werden. Weiterhin sei noch einmal darauf hingewiesen, dass die Beobachtung auf die Werkstoffklasse der ausscheidungsgehärteten Nickelgusslegierungen beschränkt bleibt.

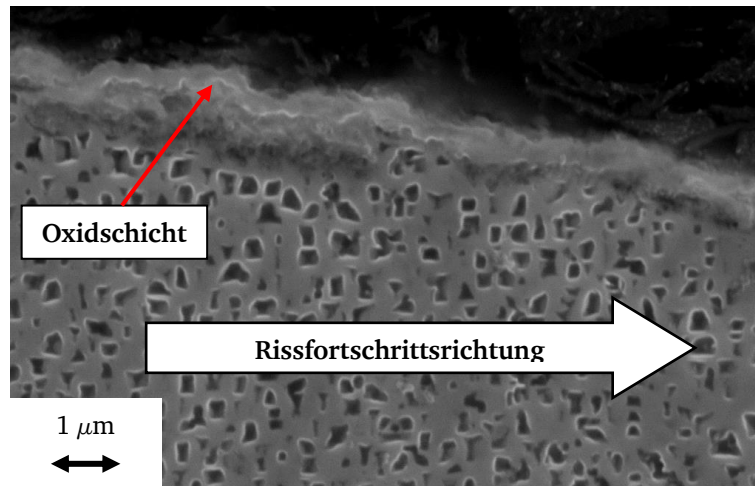


Bild 7-16: Rissflanke eines Ermüdungsrissversuch an C1023 bei 750 °C, Lastzyklus 1-1-1-1, (aus Versuch cEN75cc5) ohne erkennbare Verarmungszone, aus [27]

Die Beschreibung des Temperatur- und Zeiteinflusses auf das Rissfortschrittsverhalten durch das O.C.F.-Modell ist ein wesentlicher Gegenstand der Modellvalidierung. Zuvor muss eine Beschreibung für den temperaturunabhängigen Anteil des Ermüdungsrissfortschritts gefunden werden. Mit Hinblick auf die angestrebte Anwendung auf anisotherme Lastfälle hat der Spannungsintensitätsfaktor K_I den Vorteil, dass keine temperaturabhängigen Materialkennwerte zur Berechnung benötigt werden. Wie in 2.1.1 diskutiert ist die Gültigkeit des K-Konzepts jedoch vom Verhältnis der Größe der plastischen Zone mit signifikanten Geometrien wie Riss- und Ligamentlänge anhängig. Eine gängige Abschätzung für die Gültigkeit von K_I ist nach [12] durch

$$a, (W - a) \geq 2,5 \cdot \left(\frac{K_I}{R_{p0.2}} \right)^2 \quad 7-1$$

gegeben. Mit der Abschätzung der plastischen Zone für den ebenen Spannungszustand nach Gleichung 2-17 ergibt sich für das zulässige Verhältnis der plastischen Zone zur Riss- und Ligamentlänge

$$\frac{r_p}{a}, \frac{r_p}{W - a} \leq \frac{1}{5\pi} \approx 0,06. \quad 7-2$$

In Tabelle 7-3 und Tabelle 7-4 wurde die entstehende plastische Zone für die Proben aus M-247 und C1023 unterhalb von 850 °C bzw. 750 °C, für die mittlere Risslänge, abgeschätzt und das Verhältnis nach Gleichung 7-2 gebildet. Es zeigt sich, dass die Bedingung in einigen Fällen, aber nicht in der Mehrzahl der Fälle erfüllt ist. Unter reinen Zugbedingungen streckt sich die plastische Zone bis auf ein Viertel des Ligaments aus. Dennoch ist die Qualität einer Beschreibung der Messwerte mittels ΔK_I , wie in Bild 7-14 dargestellt, vergleichbar mit elastisch-plastischen Bruchmechanikparametern.

Einen Erklärungsansatz hierfür bietet die absolute Größe der plastischen Zone. Je nach Versuchsbedingungen bewegt diese sich im Bereich von 0,2 mm bis 1,3 mm und liegt damit deutlich unter der durchschnittlichen Korngröße der Materialien. Das Verformungsverhalten an der Risspitze wird daher mutmaßlich durch die Anisotropie des Gefüges beeinflusst [78].

Die Isotropie des Materialverhaltens im Rissspitzenfeld ist jedoch eine Annahme, die bei der Bewertung mittels J-Integral bzw. $\Delta CTOD$ getroffen wird.

Tabelle 7-3: Übersicht der Ermüdungsrissversuche zur Modellkalibrierung an C1023, Daten aus [4]

Proben- bezeichnung	T (°C)	$\Delta\sigma$ (MPa)	R_σ	Lastzyklus	a_0 (mm)	a_{max} (mm)	r_p^1 (mm)	r_p/a^1 (-)	$r_p/(W-a)^1$ (-)
cEN3cc002	300	843,8	-1	1-1-1-1	1,30	4,56	0,21	0,07	0,05
cEN3cc003	300	647,9	-1	1-1-1-1	1,10	5,10	0,31	0,10	0,06
cEN75cc005	750	687,5	-1	1-1-1-1	2,40	5,40	0,39	0,10	0,10
cEN75cc006	750	562,5	-1	1-1-1-1	1,00	5,00	0,18	0,06	0,04

¹: ausgewertet bei $(a_0 + a_{max})/2$

Tabelle 7-4: Übersicht der Ermüdungsrissversuche zur Modellkalibrierung an M-247-Varianten, Daten aus [4] und [8]

Proben- bezeichnung	Gefüge	T (°C)	$\Delta\sigma$ (MPa)	R_σ	Lastzyklus	a_0 (mm)	a_{max} (mm)	r_p^1 (mm)	r_p/a^1 (-)	$r_p/(W-a)^1$ (-)
M42	CC	300	737	-1	1-1-1-1	1,67	5,20	0,24	0,07	0,06
dBG65cc3	CC	650	808	-1	1-1-1-1	1,60	5,28	0,41	0,12	0,11
M31	CC	750	652	-1	1-1-1-1	2,49	6,67	0,37	0,08	0,11
M39	CC	750	688	-1	1-1-1-1	1,55	5,85	-	-	-
M35	CC	850	600	-1	1-1-1-1	2,26	5,96	0,29	0,07	0,08
M37	CC	850	590	-1	1-1-1-1	1,71	6,43	0,24	0,06	0,05
dBG85cc4	CC	850	516	-1	1-30-1-1	1,31	4,63	0,33	0,11	0,08
dBG85cc7	CC	850	594	-1	1-30-1-1	1,46	6,03	0,67	0,18	0,17
dBG85cc5	CC	850	594	-1	1-300-1-1	0,46	6,23	0,57	0,17	0,16
MPAS1.4	CC	850	551	0	1-0,5-1-0,5	1,46	4,29	1,29	0,45	0,25
MPAS1.5	CC	850	578	-1	1-300-1-1	1,25	2,85	0,21	0,10	0,03
dBf65cc1	SX	650	640	-1	1-1-1-1	1,40	2,36	0,17	0,09	0,03
EP1	SX	850	478	-1	1-1-1-1	1,59	5,42	0,35	0,10	0,07

¹: ausgewertet bei $(a_0 + a_{max})/2$

Zur Modellierung wird, wie in 4.1.3 vorgesehen, die gemessene Rissfortschrittsrate gegenüber dem effektiven Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K_{I,eff}$ aufgetragen (Bild 7-17). Zusätzlich wurden Literaturwerte aus Versuchen an CT-Proben mit berücksichtigt [64]. Anschließend wurden die Parameter aus Gleichung 4-10 mittels Levenberg-Marquardt-Algorithmus an die Messwerte angepasst. Die Messwerte streuen um den angepassten Verlauf mit Faktor 3. Die Streubreite liegt demnach im gleichen Rahmen wie sie beim Kriechrissverhalten und in Lebensdauerbewertungen von Nickelgusslegierungen beobachtet wird. Nach dem gleichen Prinzip wurde für den Werkstoff C1023 eine Paris-Beschreibung erstellt. Aufgrund der geringen Datenbasis wurde dabei jedoch weitgehend eine konservative Beschreibung gewählt, die sich an den Messwerten bei 750 °C orientiert (Bild 7-18).

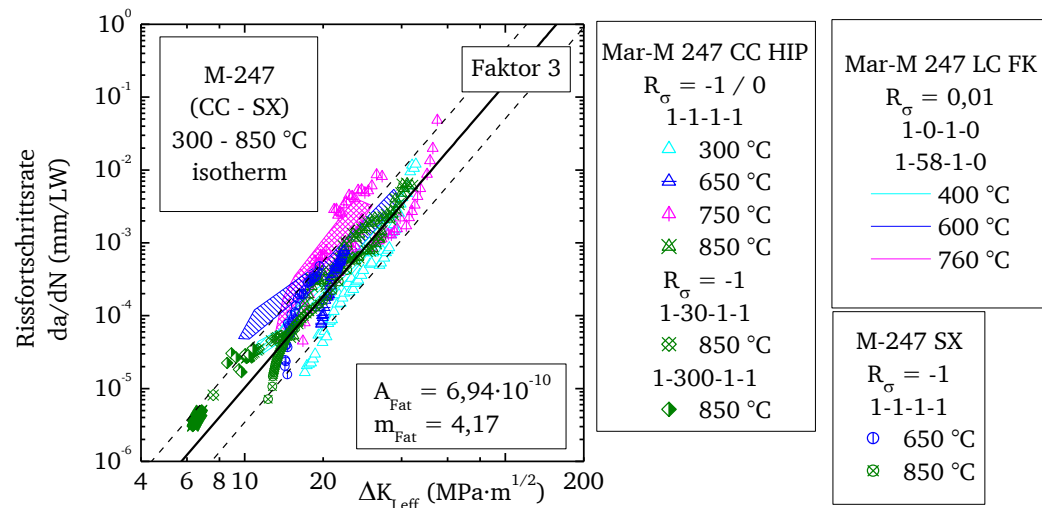


Bild 7-17: Anpassung der Ermüdungsrisssfortschrittsrate in M-247-Gussvarianten im Temperaturbereich 300-850 °C, beschrieben mittels effektivem Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K_{I,eff}$, nach Gleichung 4-10

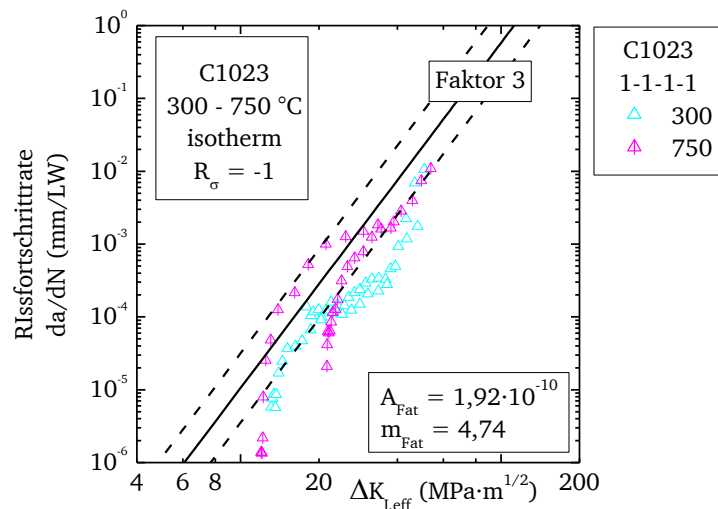


Bild 7-18: Anpassung der Ermüdungsrisssfortschrittsrate in C1023 im Temperaturbereich 300-750 °C, beschrieben mittels effektivem Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K_{I,eff}$, nach Gleichung 4-10

Die Streuung der Messwerte ist höher als im Fall der M-247 Varianten. Um die Qualität der Anpassung zu erhöhen und ihre Allgemeingültigkeit nachzuweisen, wären weitere Experimente mit verschiedenen Spannungsverhältnissen, Probenformen und Prüffrequenzen im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 750 °C empfehlenswert.

Bei isothermer Untersuchung des Ermüdungsrisssfortschritts kann unterhalb von 850 °C kein signifikanter Einfluss der Temperatur festgestellt werden (H7). Da ab dieser Temperatur Kriechrissswachstum und γ -Verarmung wirksam werden, kann reiner Ermüdungsrisssfortschritt als unabhängig von der Temperatur angenommen werden (H5). Die plastische Zone bei halber Risslänge ist kleiner als die mittlere Korngröße (H6). Die Beschreibung von M-247-Daten mit dem effektiven Spannungsintensitätsfaktor erfasst sowohl die Einflüsse verschiedener Probenformen,

Gussvarianten als auch Spannungsverhältnisse (A2, A3, A4). Für beide Werkstoffe wurden entsprechende Paris-Gesetze angepasst.

7.4 Übersicht der ermittelten Modellparameter

Das Vorgehen bei der Anpassung der Beschreibungsfunktionen für die einzelnen Mechanismen an die beiden Versuchswerkstoffe wurde in den Abschnitten 7.1, 7.2 und 7.3 beschrieben. Die angepassten Modellparameter sind in Tabelle 7-5 zusammengefasst.

Tabelle 7-5: O.C.F.-Modellparameter für beide Versuchswerkstoffe

Modellparameter	Einheit	C1023	M-247
A_{Fat}	mm/LW	$1,92 \cdot 10^{-10}$	$6,94 \cdot 10^{-10}$
m_{Fat}	-	4,74	4,17
$A_{Cr,0}$	mm/h	$1,30 \cdot 10^{21}$	$2,3 \cdot 10^{16}$
Q_{Cr}	J/mol	677500	567800
m_{Cr}	-	6,5	6
$A_{\gamma',0}$	$\mu\text{m}^{\text{my}'}/\text{h}$	$1,35 \cdot 10^{17}$	$3,80 \cdot 10^{16}$
$Q_{\gamma'}$	J/mol	390850	388725
$m_{\gamma'}$	-	3,18	3,30

Zur Berechnung von $\Delta K_{I,\text{eff}}$ nach dem Newman-Verfahren (Gleichung 2-27) und a^* in Gleichung 4-8 wird außerdem die Streckgrenze in Abhängigkeit der Temperatur benötigt. Dazu wurden die Werte aus Tabelle 7-6 verwendet (siehe auch Bild 5-3). Werte für nicht-geprüfte Temperaturen wurden linear interpoliert.

Tabelle 7-6: Streckgrenze $R_{p0,2}$ der Versuchswerkstoffe in Abhängigkeit der Temperatur aus [99]

T (°C)	25	300	750	850	950	1050
C1023	863	801	777	705	373	219
M-247	832	820	782	761	489	271

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass sich die in dieser Arbeit verwendeten Modellparameter des Kriechrissanteils für C1023 sich von denen in [100] veröffentlichten Werten unterscheiden. Hintergrund ist der Übergang von einer rein phänomenologischen Beschreibung zum Hui-Riedel-Rissfortschrittsmodell. Die Modellparameter für M-247-Legierungen wurden in [101] veröffentlicht.

8 Ergebnisse und Diskussion der Modellvalidierung

Im Rahmen der Parameterkalibrierung bewährten sich die Hypothesen H3-H6 zur Wirkungsweise der einzelnen Rissfortschrittsterme. Die Verifizierung der übrigen H1 und H2 erfolgt im Rahmen der Modellvalidierung. Das Hauptziel ist zu zeigen, dass mit dem an die Versuchswerkstoffe angepassten Rissfortschrittsmodell der Einfluss von isothermen und anisothermen Belastung mit Haltezeiten abgebildet werden kann (A1+A2). Daneben soll die Übertragbarkeit auf Gussvarianten und Bauteilgeometrien überprüft werden (A3+A4). Außerdem soll gezeigt werden, inwiefern sich die Modellvorhersage mit der beobachteten Form der Rissausbreitung in Verbindung bringen lässt (A5).

Wie in Abschnitt 6.2 vorgestellt, werden zur Validierung des linearen Akkumulationsmodells O.C.F. ausschließlich Versuche herangezogen, die nicht zur Bestimmung der Modellparameter verwendet wurden. Die Menge der Validierungsversuche umfasst anisotherme Versuche an Loch- und Corner-Crack-Proben, isotherme, dehnungsgeregelte Versuche und kraftgeregelte Versuche bei Temperaturen über der Schwelle für das Auftreten zeitabhängiger Mechanismen (bei M-247 über 850 °C, bei C1023 über 750 °C). Um eine einheitliche Modellierung der Datenbasis zu gewährleisten, wurde durchgehend eine automatisierte Version der Modellsoftware *OCFPy* verwendet. Die Funktionsweise des Programms wird in Abschnitt 9.1 näher vorgestellt. Zur Berechnung eines Lastfalls wird, wie in Kapitel 4 dargestellt, der Verlauf von Spannung und Temperatur als Funktion der Zykluszeit benötigt. Als Berechnungsgrundlage wurde hier zu jedem Versuch der gemessene Spannungs-Temperaturverlauf eines repräsentativen Lastzyklus herangezogen. Bei kraftgeregelten Versuchen wurde der erste vollständige Zyklus verwendet, bei dehnungsgeregelten Versuchen an Corner-Crack-Proben der Zyklus bei halber maximaler Lastwechselzahl ($N_{\max}/2$) und bei Versuchen an Lochproben bei halber Anrisslastwechselzahl ($N_{A,5\%}/2$). Die verwendeten Formfunktionen entsprechen den in 2.1.1.1 angegebenen analytischen Lösungen aus der Literatur. Für Versuche an Corner-Crack-Proben wurde die Startrisslänge auf das im Versuch gemessene a_0 festgelegt. Bei Lochprobenversuchen wurde der Bohrungsdurchmesser vor dem Versuch gemessen. Eine Startrisslänge wurde nicht festgelegt ($a_0 = 0$).

Aus der Modellrechnung erhält man für jeden geprüften Lastfall eine individuelle Vorhersage der:

- Rissfortschrittsrate als Funktion der Rissspitzenbelastung (da/dN vs. ΔK_I),
- Risslänge über die Anzahl der durchlaufenen Zyklen (a vs. N),
- Anteile der einzelnen Rissfortschrittsterme am Gesamtrissfortschritt zu jedem Zeitpunkt.

Zur Beurteilung des letzten Punkts wird der Schädigungsanteil D_i der einzelnen Terme definiert als deren Verhältnis zur Gesamtrissfortschrittsrate:

$$D_i = \frac{(da/dN)_i}{(da/dN)_{O.C.F.}} \cdot 100 \% \quad \text{mit } i = Ox, Cr, Fat \quad 8-1$$

Die Summe der Verhältnisse ergibt zu jedem Zeitpunkt 100 %. Aus dem Vergleich der einzelnen D_i lässt sich der dominante Mechanismus zu jedem Zeitpunkt der Rissfortschrittsmodellierung ableiten.

Der Aufbau dieses Kapitel folgt der im Lösungsweg (Abschnitt 3.2) skizzierten Reihenfolge. Zunächst werden die Modellvorhersagen individuell für verschiedene Belastungsbedingungen

mit experimentellen Ergebnissen verglichen. Anschließend wird die Genauigkeit der Modellierung, sprich die Streuung des Modells in Bezug auf die gesamte Validierungsdatenbasis quantifiziert. Die Sensitivität des Gesamtergebnisses auf den Beitrag einzelner Rissfortschrittsterme wird abschließend in eine Parameterstudie untersucht.

8.1 Modellierung des Rissfortschritts und der Ausbreitungsmechanismen bei verschiedenen Randbedingungen

Im Folgenden wird untersucht, ob die Ergebnisse aus Experimenten an bruchmechanischen und bauteilnahen Proben mit dem O.C.F.-Modell abgebildet werden können. Begonnen wird mit Vergleichen zum isothermen und TMF-Rissausbreitungsverhalten in Corner-Crack Proben, die bei Versuchsbeginn einen definierten Anriss besitzen. Anschließend wird die Übertragbarkeit des Modells auf kombinierte Lebensdauer- und Rissfortschrittsversuche an Lochproben überprüft.

8.1.1 Isotherme Versuche an Corner-Crack Proben

Zunächst soll gezeigt werden, dass die Anpassungen des Modells für beide Versuchswerkstoffe in der Lage, sind isothermes Rissverhalten bei 950 °C in einer Corner-Crack Probe abzubilden. Bei dieser Temperatur wird sowohl bei C1023 als auch bei M-247-Legierungen zeitabhängiges Rissfortschrittsverhalten beobachtet. Exemplarisch wird in Bild 8-1 das Ergebnis der Modellierung eines isothermen Ermüdungsrissversuchs bei 950 °C unter Dehnungsregelung mit den Versuchsergebnissen verglichen. Die Rissfortschrittsraten (Bild 8-1 links) werden zu Beginn und gegen Ende des Versuchs gut abgebildet. Die Abweichung im mittleren Bereich liegt im Rahmen der aus Kriech- und Ermüdungsrissuntersuchung erwarteten Streuung (Streubandfaktor 3). Trotz Anschwingen der Rissstartkerbe zeigte sich eine ausgeprägte Initiierungsphase von ca. 3500 Zyklen. Diese wird an dieser Stelle zur Darstellung des Rissverlaufs abgezogen. In Abschnitt 8.4 wird der Umgang mit Initiierungsphasen ausführlich diskutiert. Die Risslänge als Funktion der Lastzyklen nach der Initiierung wird recht genau wieder gegeben.

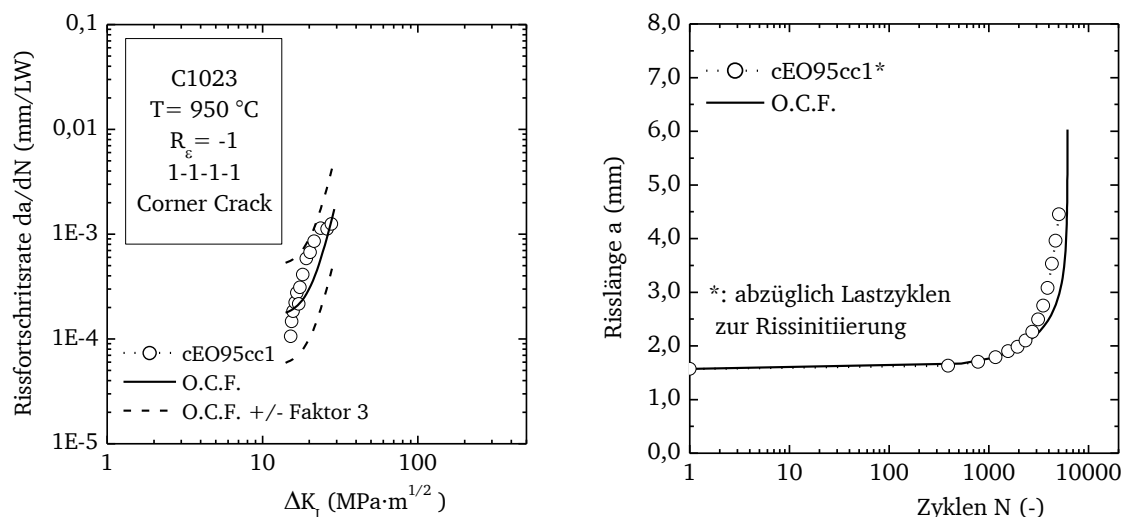


Bild 8-1: Vergleich des berechneten Rissfortschritts mit den Messwerten aus einem isothermen, dehnungsgeregelten Ermüdungsrissversuch an C1023 bei 950 °C; **links:** Rissfortschrittsrate, **rechts:** Risslängenverlauf

In Bild 8-2 ist das Ergebnis der Nachrechnung eines Versuchs unter gleichen Lastbedingungen an CM-247 LC dargestellt. Auch bei diesem Versuch wurde eine Rissinitiierungsperiode von ca. 3500 Zyklen beobachtet. Die Rissfortschrittsrate wird über einen weiten ΔK_I -Bereich richtig vorhergesagt. Die Messwerte bewegen sich innerhalb der Streuung des isothermen FCG-Verhaltens. Oberhalb von $30 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ wächst die Rate im Versuch jedoch nicht weiter an. Dies führt ab ca. 6000 Zyklen zu einer konservativen Vorhersage der weiteren Entwicklung der Risslänge (Bild 8-2 rechts). Dieses Phänomen dehnungsgeregelter Rissfortschrittsversuche wurde bereits in Abschnitt 2.2.3.1 angesprochen. Es ist das Resultat der abnehmenden Steifigkeit der Probe mit zunehmender Risslänge. Die Vorhersage auf Basis eines repräsentativen Lastzyklus erfolgt dagegen quasi unter Lastkontrolle. Hier zeigt sich eine Schwierigkeit bei der Vorhersage des Rissfortschrittverhaltens unter Dehnungskontrolle. Verändert sich die Spannungsschwingweite oder das Spannungsverhältnis im Versuch (siehe Bild 8-3 links) deutlich, muss die Zyklusinformation angepasst werden.

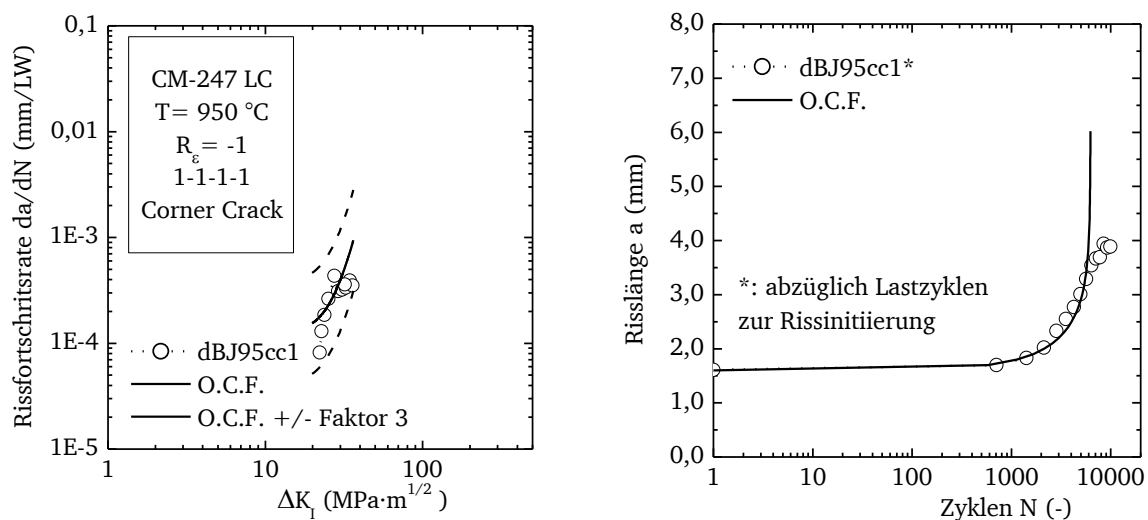


Bild 8-2: Vergleich des berechneten Rissfortschritts mit den Messwerten aus einem isothermen, dehnungsgeregelten Ermüdungsrissversuch an CM-247 LC bei 950 °C; **links:** Rissfortschrittsrate, **rechts:** Risslängenverlauf

Im Verlauf der Spannungsspitzenwerte dieses Versuchs (Bild 8-3 links) sind drei Bereiche erkennbar: zunächst eine recht stabile, moderate Abnahme der Maximalspannung bis ca. 6000 Lastzyklen, danach ein steiler Lastabfall bis ca. 8000 Zyklen, der sich gegen Ende mit geringerer Steigung fortsetzt. Um diese Entwicklung bei der Rissfortschrittsvorhersage zu berücksichtigen, wurde für eine zweite Modellierung aus jedem dieser Bereiche ein Lastzyklus ausgewählt. Dabei entspricht der erste Zyklus dem ursprünglich verwendeten. Beginnt die Vorhersage der Risslänge von der experimentellen Beobachtung abzuweichen, wechselt die Zyklusinformation für die Modellvorhersage. Mit diesem iterativen Verfahren lässt sich die Entwicklung der Risslänge aus dem Versuch auch für den Bereich über 6000 Lastzyklen sehr genau abbilden (Bild 8-3 rechts).

Das dritte wesentliche Ergebnis der Modellvorhersage ist die Möglichkeit zur Beurteilung des Rissfortschrittsmechanismus über die relativen Schädigungsanteile D der Modellterme. Diese sind für die beiden zuvor diskutierten Versuche in Bild 8-4 gegenüber der Risslänge dargestellt. Diese Auftragung erleichtert den Vergleich mit Versuchsergebnissen und fraktographischen Aufnahmen von Rissverläufen. Da die Belastungen beider Versuche gleich sind, ist der Verlauf der Schädigungsanteile nahezu identisch. In beiden Versuchen dominiert

zunächst der oxidationsgetriebene Rissfortschritt. Sowohl Kriechriss- als auch Ermüdungsrissfortschritt liefern untergeordnete Beiträge. Ab ca. 2,5 mm Risslänge bestimmen die bruchmechanischen Rissfortschrittsterme den weiteren Verlauf.

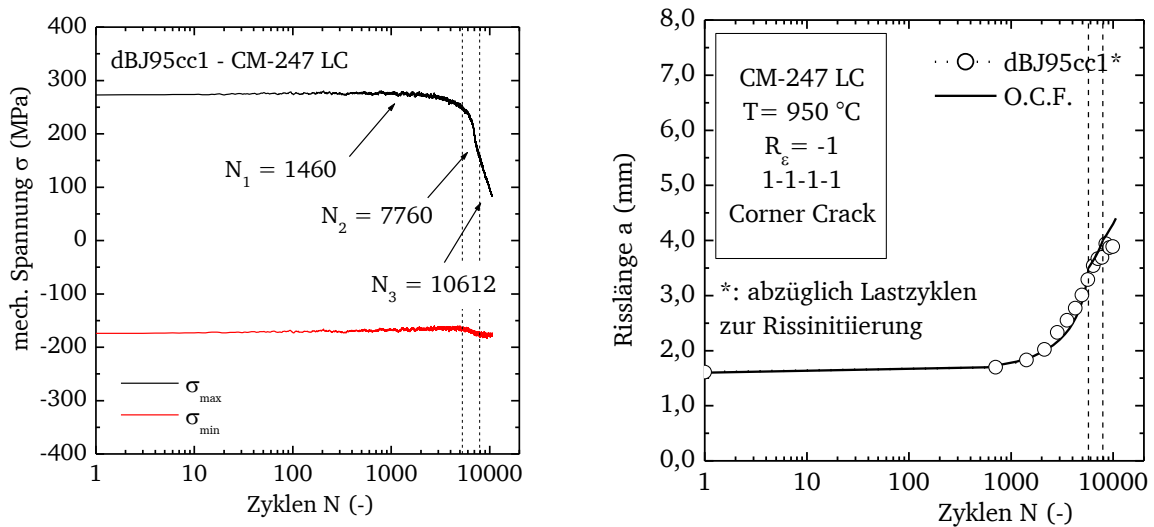


Bild 8-3: links: Verlauf der Spannungsspitzenwerte aus Versuch dBJ95cc1, rechts: Nachrechnung der Risslängenverlaufs basierend auf drei Lastzyklen

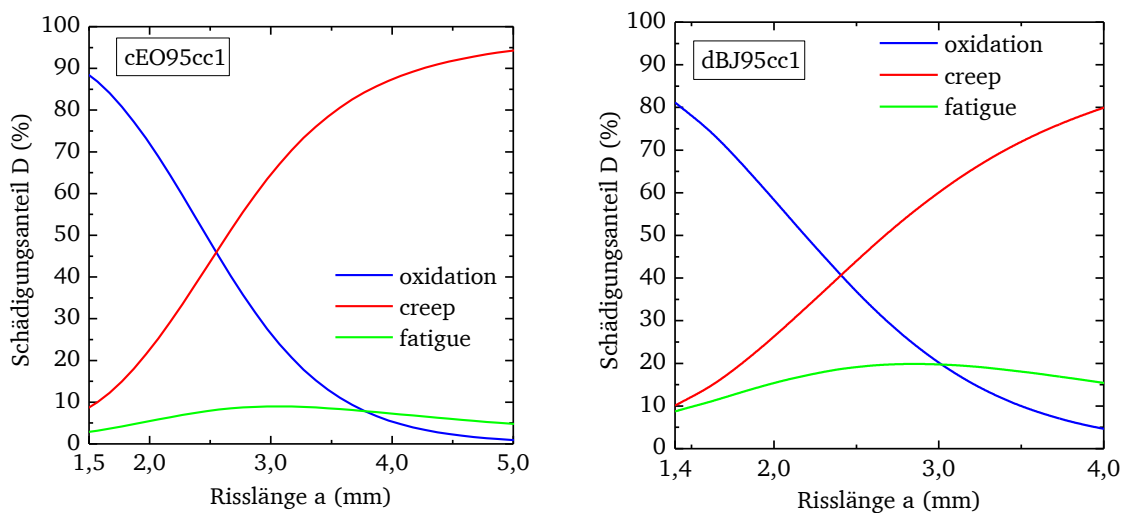


Bild 8-4: Berechnete Schädigungsanteile für isotherme, dehnungsgeregelte Ermüdungsrissversuche bei 950°C ; links: an C1023, rechts: an CM-247 LC

An dieser Stelle sei noch einmal auf die Beobachtungen zum Einfluss der Oxidation auf das Rissfortschrittsverhalten in der Literatur hingewiesen. In Abschnitt 2.2.3.4 – Bild 2-30 und Bild 2-33 wurde gezeigt, dass an Luft eine Rissverzweigung entlang von Grenzflächen in der Mikrostruktur und erleichterte Rissinitiierung an der Oberfläche auftritt. Man kann das Verhalten so interpretieren, dass es in diesem Bereich nur mit der Unterstützung der Oxidation zu Rissfortschritt kam. Dabei ist zu beachten, dass es sich dabei ebenfalls um zyklisches Risswachstum handelt.

Um die Vorhersage der Rissfortschrittsmechanismus zu überprüfen, wurden von den Rissverläufen aus den vorgestellten FCG-Versuchen bei 950°C an beiden Versuchswerkstoffen metallographische Präparationen angefertigt. In Bild 8-5 sind lichtmikroskopische Aufnahmen

vom Rissverlauf in C1023 (Bild 8-5 oben) und CM-247 LC (Bild 8-5 unten) dargestellt. Im Bereich der Rissstartkerben sind in beiden Fällen mehrfache Rissinitiierungen erkennbar (Bild 8-5 a und c). Dieses Verhalten wird in FCG-Versuchen bei Raumtemperatur nicht beobachtet. Das Auftreten dieser Nebenrisse kann mit dem erleichterten Rissfortschritt durch die Verarmung an verfestigenden γ' -Ausscheidungen an der Kerbe erklärt werden. In beiden Fällen erfolgt der weitere Rissfortschritt transkristallin, ein typisches Verhalten für zyklisches Risswachstum. Bis an die Rissspitze heran sind Anzeichen von Oxidation erkennbar (Bild 8-5 b und d). Es kommt jedoch nicht mehr zur Initiierung von Nebenrisen, was für eine untergeordnete Rolle der Oxidation spricht. Beide Beobachtungen können mit der Vorhersage des Rissfortschrittsmodus Bild 8-4 in Verbindung gebracht werden.

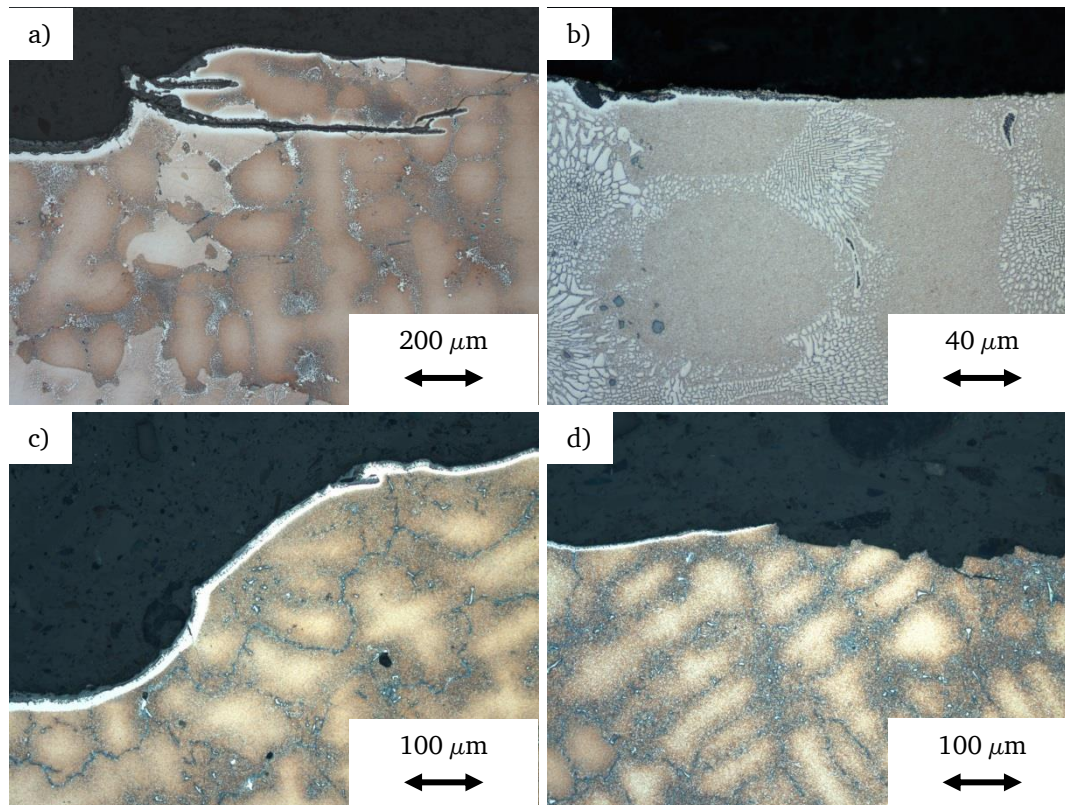


Bild 8-5: Rissverläufe aus dehnungsgeregelten FCG-Versuchen bei 950 °C; **oben:** an C1023 (Versuch cEO95cc1) **a)** Bereich der Rissstartkerbe, **b)** Risssspitze; **unten:** an CM-247 LC (Versuch dBJ95cc2) **c)** Bereich der Rissstartkerbe, **d)** Risssspitze

Für isotherme FCG-Versuche mit kurzen Haltezeiten bei 950 °C konnte somit gezeigt werden, dass die Vorhersage der Rissfortschrittsrate, der Risslänge in Corner Crack Proben sowie die Interpretation des Rissfortschrittsverhaltens durch das O.C.F.-Modell möglich ist. Als nächstes soll geprüft werden, ob der Einfluss von Haltezeiten auf das isotherme Rissfortschrittsverhalten abgebildet werden kann. Dazu wird die Nachrechnung des Modells zu kraftgeregelten CFCG-Experimenten an Corner Crack Proben aus C1023 betrachtet. Es wird nur die Rissfortschrittsrate dargestellt. Die absolute Risslänge ist aufgrund verschiedener Anfangsrisslängen, und damit einhergehend unterschiedlichem Rissinitiierungsverhalten, keine sinnvolle Vergleichsgröße.

In Bild 8-6 links werden die gemessenen Rissfortschrittsraten aus einem isothermen Versuch bei 850 °C mit 300 s-Zughaltezeit der Modellrechnung gegenüber gestellt. Im Bereich der Risseinleitung liefert das Modell eine konservative Abschätzung. Der weitere Verlauf wird mit

hoher Genauigkeit beschrieben. Zusätzlich wurde in Bild 8-6 links eine isotherme Rissfortschrittskurve aus [4] für 1-1-1-Lastzyklen bei 850°C eingezeichnet. Aus dem Vergleich zeigt sich, dass die Haltezeit bei 850 °C nahezu keinen Effekt besitzt. Die Vorhersage ergibt, dass der zyklische Oxidationsanteil das Rissausbreitungsverhalten dominiert. Dies deckt sich mit der metallographischen Präparation des Rissverlaufs (Bild 8-7 a+b). Der Rissverlauf ist transkristallin, wird jedoch von der Dendritenstruktur beeinflusst. Auf der Rissoberfläche sind deutliche Oxidationserscheinungen erkennbar. Gegen Ende des Rissverlaufs sind Mikrorisse in interdendritischen Bereichen, als deutlicher Indikator für Kriechrissfortschritt, nahe der Risspitze erkennbar (Bild 8-7c). Auch dies stimmt mit den erwarteten Schädigungsanteilen überein (Bild 8-6 rechts).

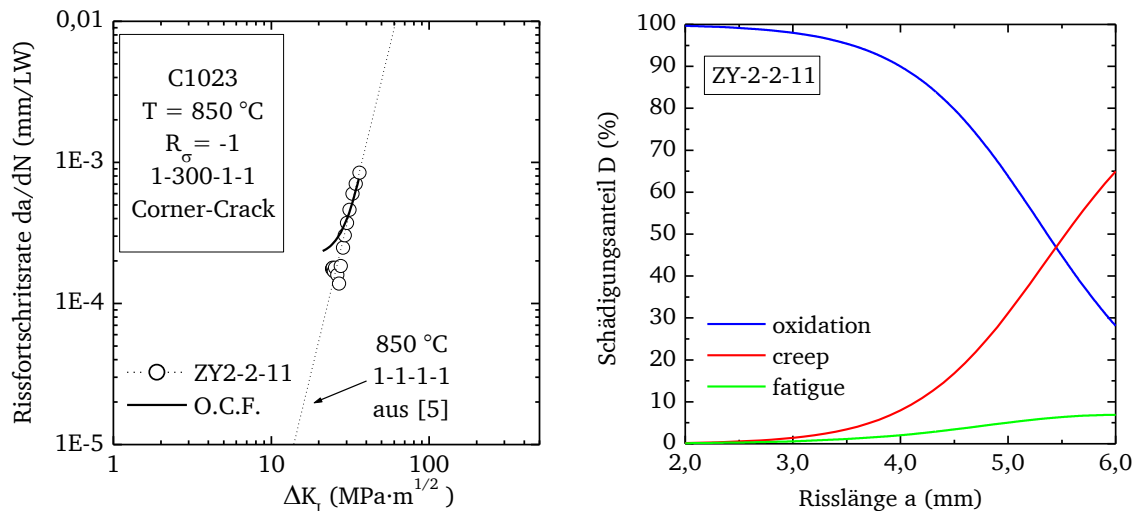


Bild 8-6: Modellergebnisse für einen isothermen Kriechermüdrissversuch an C1023 mit 300 s Zughaltezeit bei 850 °C; **links:** Vergleich der berechneten Rissfortschrittsraten mit den Messwerten aus Versuch ZY2-2-11, **rechts:** berechnete Schädigungsanteile

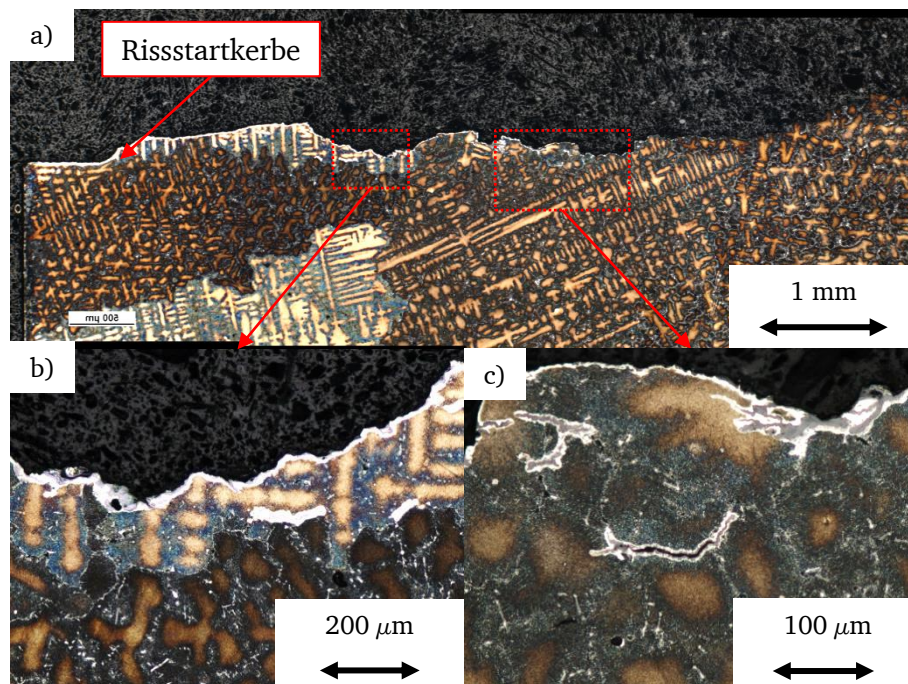


Bild 8-7: Rissverlauf aus einem CFCG-Versuch an C1023 mit 300 s Zughaltezeit bei 850 °C (Versuch ZY2-2-11) a) Übersicht, b) Rissverlauf mit Verarmungszone, c) Risspitze mit interkristallinen Mikrorissen

In Versuch ZY2-2-12 wurde die Prüftemperatur auf 950 °C erhöht. Der Einfluss zeitabhängiger Rissfortschrittsbeiträge sollte mit einer Erhöhung der Temperatur weiter ansteigen. Tatsächlich sind die gemessenen Rissfortschrittsraten verglichen mit Versuchen mit 1 s-Zughaltezeit deutlich angehoben (Bild 8-8 links). Das O.C.F.-Modell gibt diese Anhebung im Mittel gut wieder. Die Vorhersage des Rissfortschrittsmechanismus weist einen höheren Anteil an Kriechrissausbreitung als zuvor (Bild 8-8 rechts) auf. Der Verlauf des Hauptriss ist deutlich interkristallin (Bild 8-9), gleichzeitig kommt es zur Initiierung von Nebenrissen mit Oxidationserscheinungen, was mit den Modellierungsergebnissen in Verbindung gebracht werden kann.

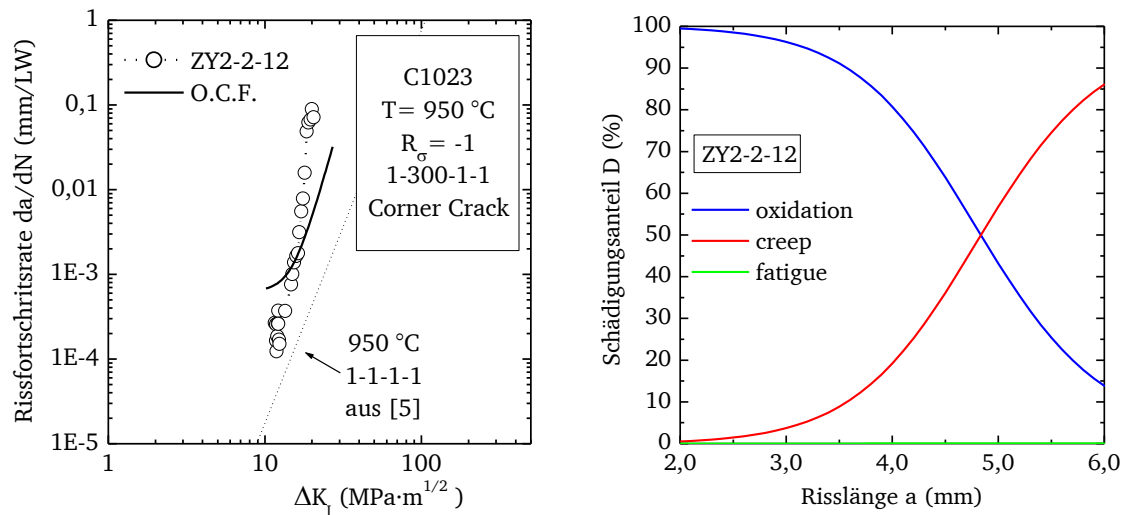


Bild 8-8: Modellergebnisse für einen isothermen Kriechermüdungsrissversuch an C1023 mit 300 s Zughaltezeit bei 950 °C; **links:** Vergleich der berechneten Rissfortschrittsraten mit den Messwerten aus Versuch ZY2-2-12, **rechts:** berechnete Schädigungsanteile

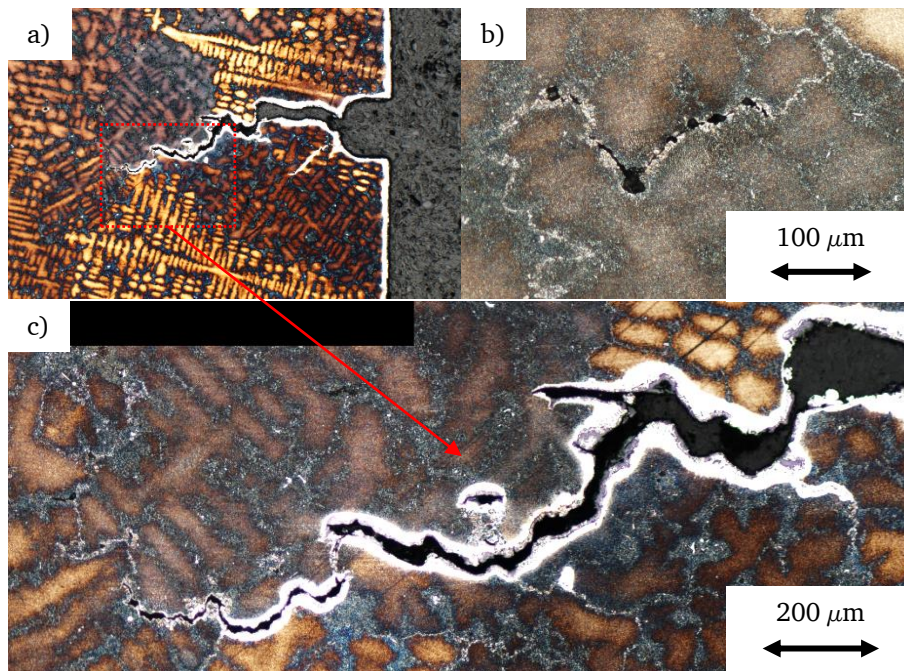


Bild 8-9: Rissverlauf aus einem CFCG-Versuchen an C1023 mit 300 s Zughaltezeit bei 950 °C (Versuch ZY2-2-12) a) Übersicht, b) sekundäre interkristalline Risse im Volumen, c) Hauptriss mit Rissverästelung und interkristallinem Rissverlauf

8.1.2 TMF-Versuche an Corner Crack Proben

Die Eignung zur Wiedergabe der Rissfortschrittsrate unter TMF-Bedingungen mit Haltezeiten ist die zentrale Anforderung an das O.C.F.-Rissfortschrittsmodell. Um dies zu prüfen, ist zunächst die korrekte Wiedergabe des Rissverhaltens unter anisothermen Bedingungen ohne zusätzliche Einflüsse von Haltezeit oder Spannungsverhältnis zu untersuchen. Dies lässt sich durch den Vergleich der Modellrechnungen mit kraftgeregelten TMF-Versuchen nachweisen. Wie aus Bild 8-10 ersichtlich, werden sowohl OP-TMF als auch IP-Bedingungen vom Modell korrekt wiedergegeben. Dabei sei noch einmal auf das angewendete Berechnungsverfahren hingewiesen, welches auf Basis der Last-Temperatur-Zyklusdefinition beruht. Die Definition einer Ersatztemperatur für jede einzelne Zyklusform ist dadurch nicht notwendig.

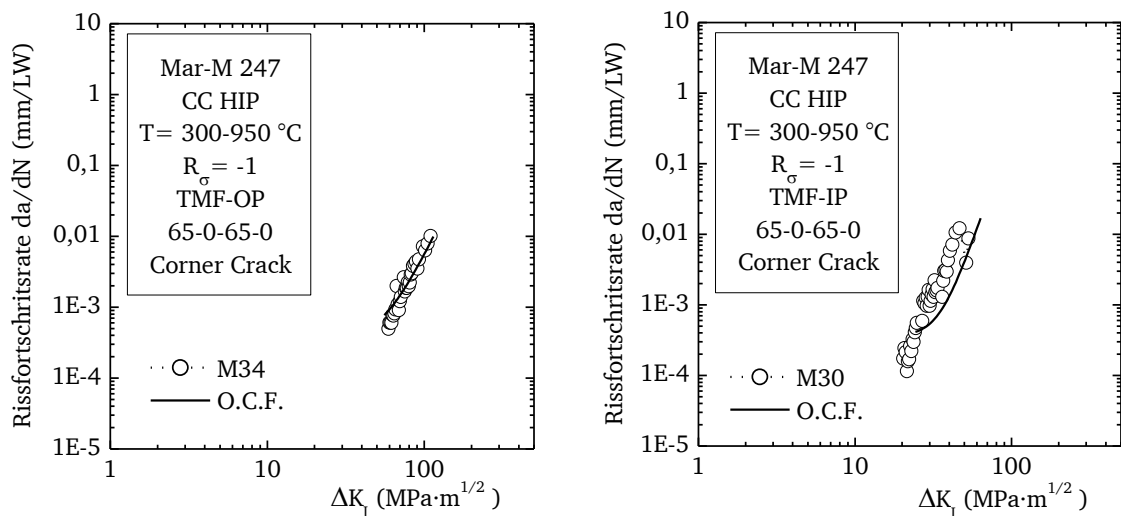


Bild 8-10: Modellergebnisse für kraftgeregelte TMFCG-Versuche mit verschiedenen Phasenbeziehungen an Corner-Crack-Proben aus Mar-M 247 CC HIP, Vergleich der berechneten Rissfortschrittsraten; **links:** OP-TMF-Bedingungen (Versuch M34), **rechts:** IP-TMF-Bedingungen (Versuch M30)

Wie in Abschnitt 2.2.3.3 gezeigt, hat das Spannungsverhältnis einen wesentlichen Einfluss auf das Rissfortschrittsverhalten unter TMF-Bedingungen. In Bild 8-11 wird das Modellierungsergebnis für zwei lastkontrollierte IP-TMF-Versuche, mit und ohne Zughaltezeit, mit einem Spannungsverhältnis von $R_\sigma = -2,3$ (ein typischerweise unter Dehnungskontrolle beobachteter Wert) mit den Versuchsergebnissen verglichen. Das Modell ist demnach in der Lage, sowohl den Effekt des veränderten Spannungsverhältnis als auch der Haltezeit auf das Rissfortschrittsverhalten korrekt wiederzugeben.

Unter IP-TMF-Bedingungen ist mit einem deutlichen Einfluss temperaturabhängiger Effekte auf das Rissfortschrittsverhalten zu rechnen. Die berechneten Schädigungsanteile der beiden Versuche sind in Bild 8-12 dargestellt. Aufgrund des stark negativen Spannungsverhältnis und den damit verbundenen niedrigen Zugspannungen wird der Kriechrissanteil im Versuch ohne Haltezeit verschwindend gering (Bild 8-12 links). Das Rissfortschrittsverhalten ist durch die zyklischen Anteile Oxidation und Ermüdung bestimmt. Es wird demnach ein transkristallines Risswachstum erwartet. In-situ Aufnahmen des Risswachstums bestätigen diese Vorhersage (Bild 8-13). Mit der Einführung einer Zughaltezeit von 300 s bei Maximaltemperatur kommt es zu einer Initiierung sekundärer Risse (Bild 8-14). Das Wachstum des primären Risses erfolgt dennoch transkristallin, nahezu senkrecht zur Belastungsrichtung. Diese Beobachtung

deckt sich mit der Vorhersage des Rissfortschrittsmechanismus, nachdem sowohl Ermüdungs- als auch Kriechrissanteil einen annähernd gleichen Beitrag liefern.

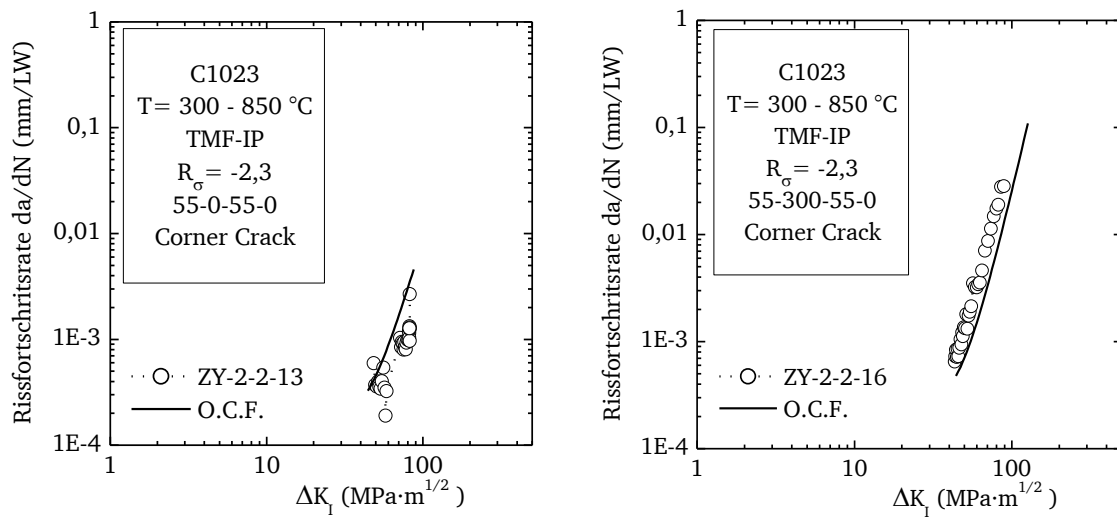


Bild 8-11: Modellergebnisse für kraftgeregelte IP-TMFCG-Versuche an Corner-Crack-Proben aus C1023, Vergleich der berechneten Rissfortschrittsraten; **links:** ohne Haltezeit (Versuch ZY2-2-13), **rechts:** mit 300 s-Zughaltezeit (Versuch ZY2-2-16)

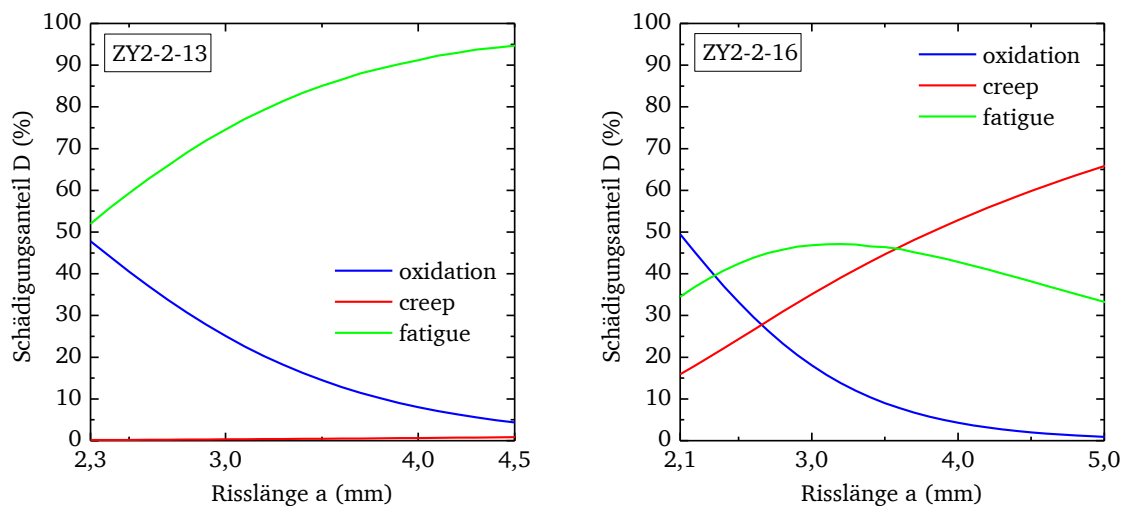


Bild 8-12: Berechnete Schädigungsanteile für kraftgeregelte IP-TMF-Rissversuche an Corner-Crack-Proben aus C1023, Vergleich der berechneten Rissfortschrittsraten; **links:** ohne Haltezeit (Versuch ZY2-2-13), **rechts:** 300 s Haltezeit (Versuch ZY2-2-16)

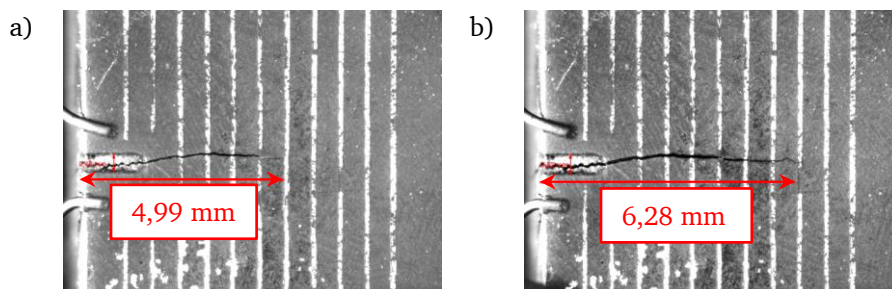


Bild 8-13: In-situ Beobachtung des Rissfortschritts während eines kraftgeregelten IP-TMFCG-Versuchs an C1023 ohne Haltezeit (Versuch ZY2-2-13) **a)** Versuchsbeginn, **b)** Versuchsende

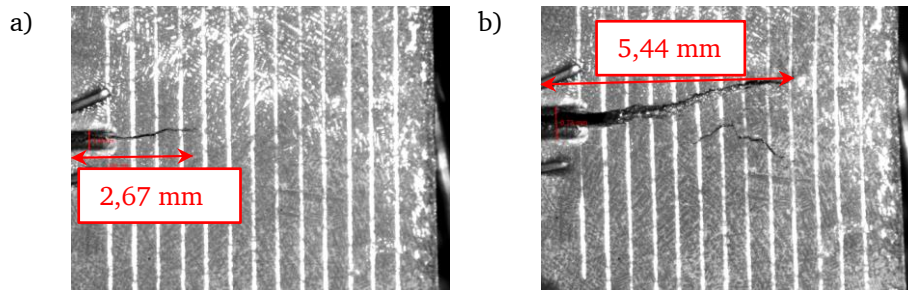


Bild 8-14: In-situ Beobachtung des Rissfortschritts während kraftgeregelten IP-TMFCG-Versuchen an C1023 mit 300 s Haltezeit bei 850 °C (Versuch ZY2-2-16)
a) Versuchsbeginn, b) Versuchsende

Die Modellierung der gleich belasteten Proben dBJ95cc12 und cEO95cc12 (Bild 8-15) zeigt, dass die Materialabhängigkeit der Rissfortschrittsgeschwindigkeit auch unter anisothermen Bedingungen durch die angepassten Parameter wieder gegeben werden kann. Die Nachrechnung von dehnungskontrollierten OP-TMF-Versuchen durch die Verwendung des Last-Temperaturzyklus bei halber Lebensdauer als Eingangsgröße funktioniert problemlos. Die gemessenen Rissfortschrittsgeschwindigkeiten werden vom Modell hinreichend genau wiedergegeben.

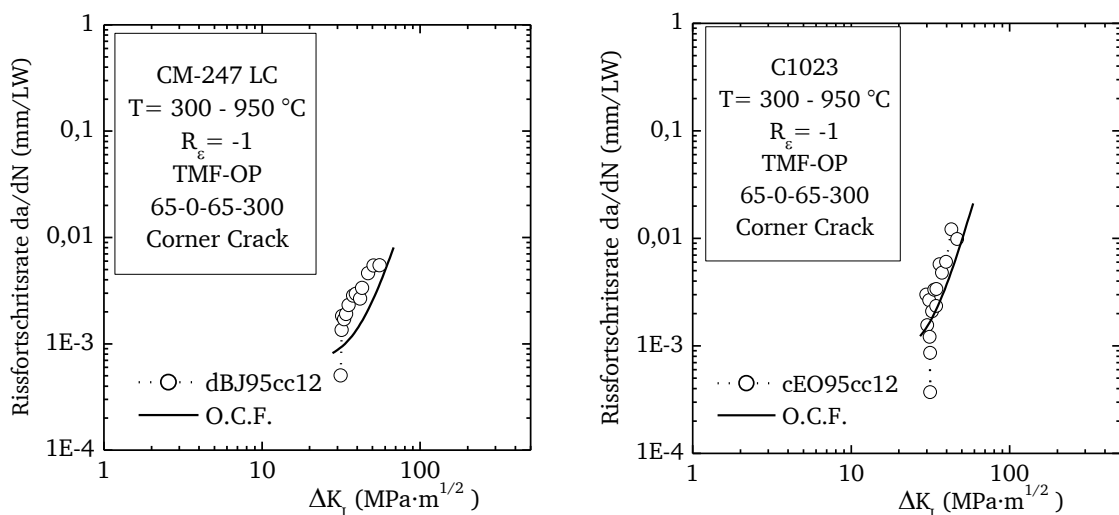


Bild 8-15: Modellergebnisse für dehnungsgeregelte OP-TMFCG-Versuche mit 300 s-Druckhaltezeit an Corner-Crack-Proben; Vergleich der berechneten Rissfortschrittsgeschwindigkeiten; **links:** an CM-247 LC (Versuch dBJ95cc12), **rechts:** an C1023 (Versuch cEO95cc12)

Von besonderem Interesse ist die Interpretation der vorhergesagten Schädigungsanteile aus verschiedenen TMF-Zyklusformen mit Haltezeiten im Zusammenhang mit Befunden aus Nachuntersuchungen an Risspfaden. Die Erkenntnisse aus diesem Vergleich sollen zur bislang noch unvollständigen Aufklärung der Rissfortschrittsmechanismen unter dehnungskontrollierten TMF-Bedingungen beitragen.

Bild 8-16 zeigt das Modellierungsergebnis zu einem OP-TMF-Versuch an einer Corner Crack Probe aus CM-247 LC. Der Risspfad aus dem zugehörigen Versuch dBJ95cc13 wurde metallographisch präpariert und ist in Bild 8-17 dargestellt. Am Anfang wird das Risswachstum von der Oxidation bestimmt. In diesem Bereich werden deutliche Verarmungszonen und oxidierte Nebenrisse festgestellt (Bild 8-17 b, c). Gerade letzteres ist ein deutliches Anzeichen für Oxidations-unterstütztes Risswachstum, da mit der Initiierung dieser Nebenrisse bei reinem Ermüdungsrisswachstum nicht zu rechnen ist. Wie zu erwarten,

dominiert gegen Versuchsende der Ermüdungsrissfortschrittsterm. Die Oxidation spielt hier nur noch eine untergeordnete Rolle, was sich auch in der Abwesenheit von Verarmungszonen im Schliffbild widerspiegelt (Bild 8-17 d). Da unter OP-Bedingungen hohe Temperaturen mit Druckspannungen verbunden sind, geht der Anteil des Kriechrissfortschritts gegen Null, denn nur Zyklusinkremente mit einer Zugspannung addieren zu diesem Term. Dies stimmt mit der Beobachtung überein, dass unter OP-Bedingungen transkristalliner Rissfortschritt stattfindet.

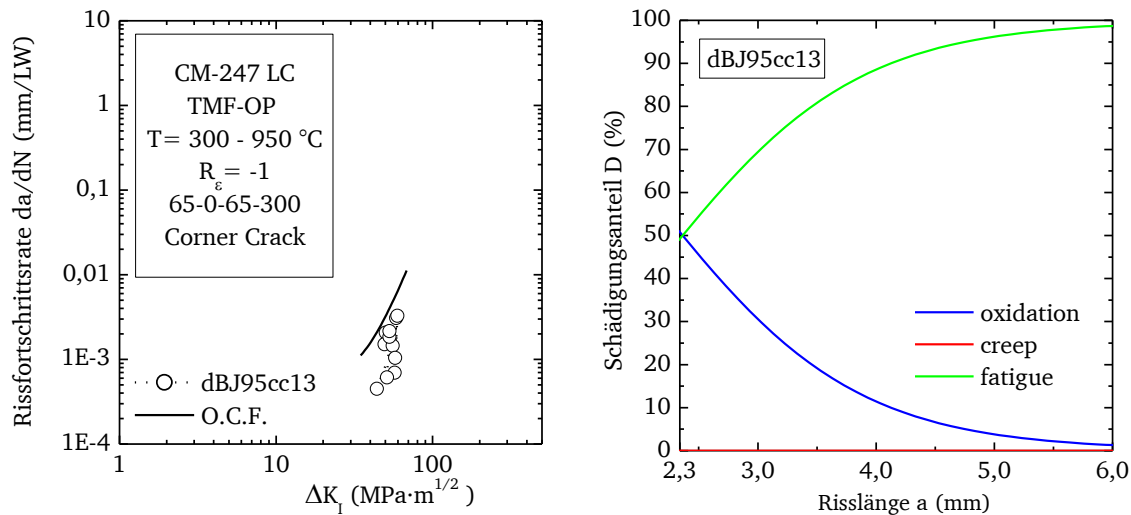


Bild 8-16: Modellierungsergebnis für einen OP-TMFCG-Versuch mit 300 s-Haltezeit (dBJ95cc13); **links:** berechnete Rissfortschrittsraten, **rechts:** relative Anteile der Rissfortschrittsterme

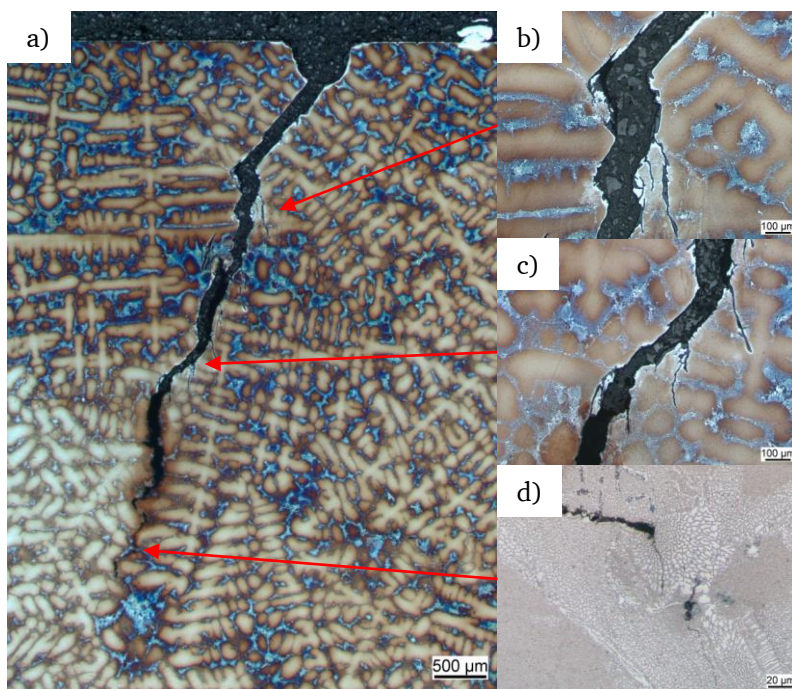


Bild 8-17: Metallographische Aufnahmen des Rissverlaufs aus einem OP-TMFCG-Versuch mit 300 s-Haltezeit (Versuch dBJ95cc13); **a)** Übersicht, **b)** Ende des Startrisses, **c)** oberer Rissverlauf mit oxidierten Nebenrisen und Verarmungszone, **d)** Rissspitze

Im Gegensatz dazu, ist Kriechrissfortschritt unter IP-TMF-Bedingungen mit einer Zughaltezeit von 300 s über den gesamten Versuchsverlauf dominant (Bild 8-18). Dies deckt sich mit der Beobachtung von vorwiegend interkristalliner Rissausbreitung (Bild 8-19). Im Schliffbild

zeigte sich auch, dass ab etwa an der Hälfte der Gesamtrisslänge der weitere Rissfortschritt als Kriechrissfortschritt unter Abschluss von Sauerstoff stattfand. Der Modellaussage nach liefert Oxidation dann nur noch einen sehr geringen Beitrag.

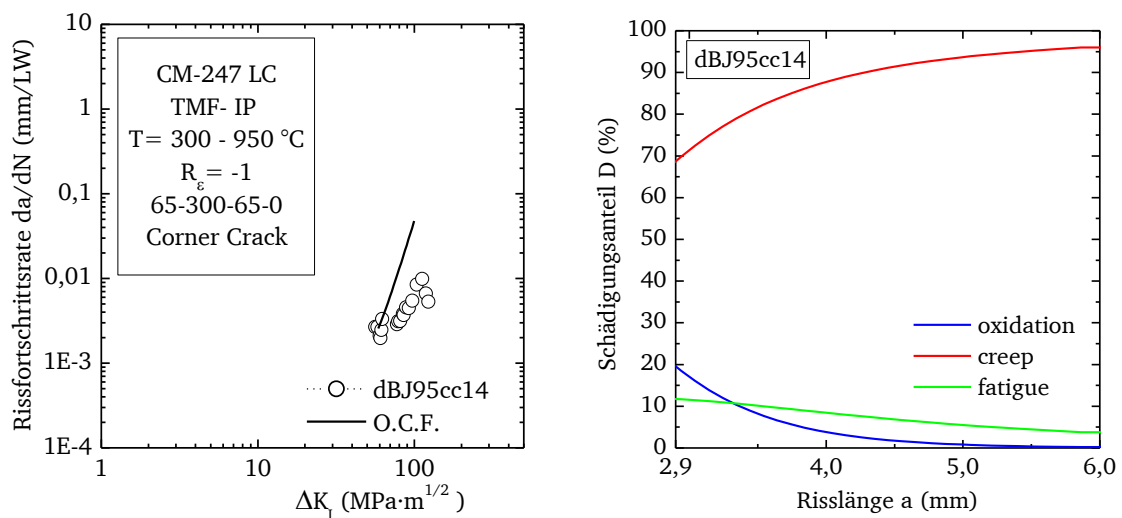


Bild 8-18: Modellierungsergebnis für einen IP-TMFCG-Versuch mit 300 s-Haltezeit (dBJ95cc14); **links:** berechnete Rissfortschrittsraten, **rechts:** relative Anteile der Rissfortschrittsterme

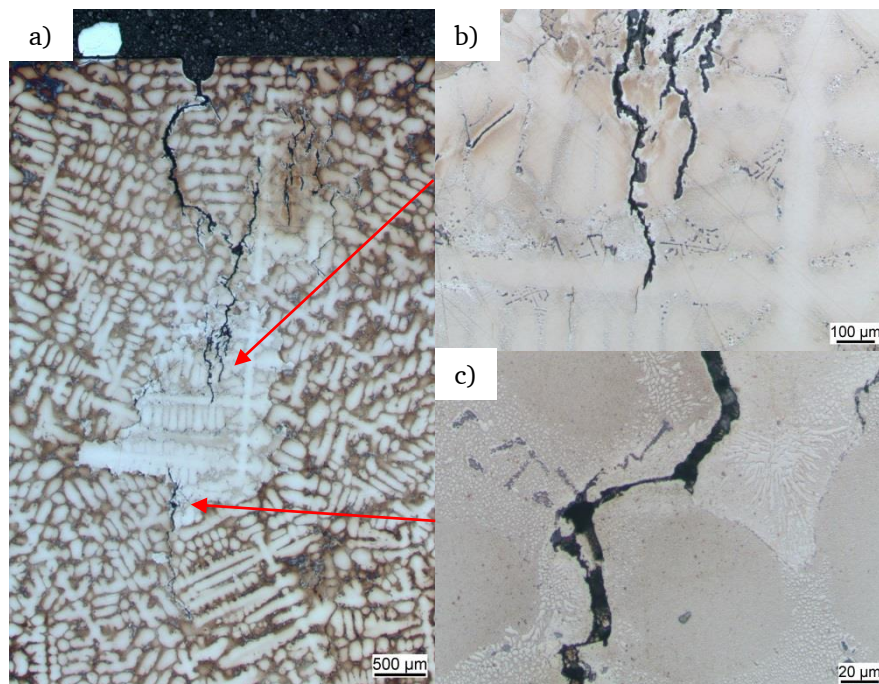


Bild 8-19: Metallographische Aufnahmen des Rissverlaufs aus einem IP-TMFCG-Versuch mit 300 s-Haltezeit (Versuch dBJ95cc14); **a)** Übersicht, **b)** Rissverzweigung und -stopp in einem Korn, **c)** Interkristalline Rissfortsetzung ohne Oxidationserscheinungen

Als letzten Fall wird das Modellierungsergebnis zu einem IP-TMF-Versuch ohne Haltezeit an einer Corner Crack Probe betrachtet (Bild 8-20). Unter diesen Bedingungen wird vom Modell ein gemischtes Rissfortschrittsverhalten mit wechselnden Anteilen vorhergesagt. Die zugehörige fraktographische Präparation findet sich in Bild 8-21. Das anfängliche Risswachstum ist dort transkristallin und weist breite Verarmungszonen sowie oxidierte Nebenrisse auf. Dies ist, ähnlich wie unter OP-TMF-Bedingungen, ein Resultat aus der

Überlagerung von Oxidationswirkung und Ermüdungsbelastung. Gegen Ende des Rissverlaufs wurde vornehmlich interdendritisches Risswachstum ohne vorhandene Verarmungszonen festgestellt. Dies kann als Interaktion von Kriech- und Ermüdungsrisswachstum verstanden werden, da sich der Risspfad zwar entlang einer Phasengrenze bewegt, die Ausbreitungsrichtung jedoch vornehmlich senkrecht zur Lastrichtung ist.

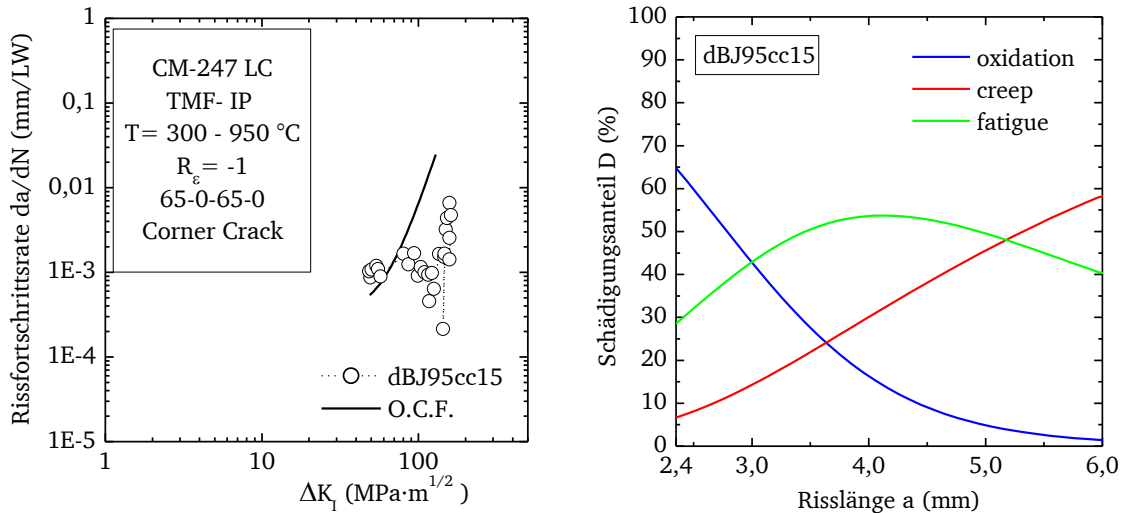


Bild 8-20: Modellierungsergebnis für einen IP-TMFCG-Versuch ohne Haltezeit (dBJ95cc15); **links:** berechnete Rissfortschrittsraten, **rechts:** relative Anteile der Rissfortschrittsterme

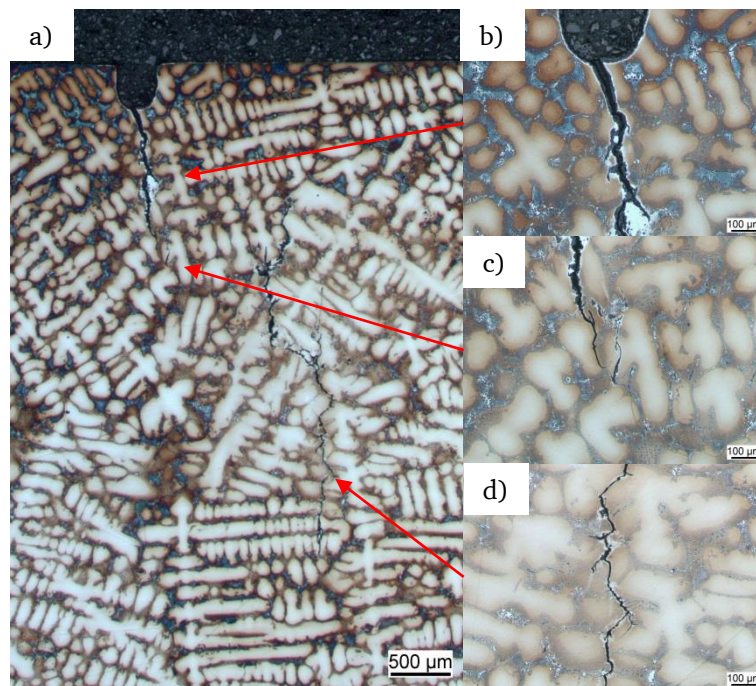


Bild 8-21: Metallographische Aufnahmen des Rissverlaufs aus einem IP-TMFCG-Versuch mit 300 s-Haltezeit (Versuch dBJ95cc15); **a)** Übersicht, **b)** Ende des Startrisses, **c)** Stopp des primären Risses, **d)** Interdendritische Rissfortsetzung

Mit der erfolgreichen Validierung der Rissfortschrittsvorhersage im Rahmen der Messwertstreuung mit dem O.C.F.-Modell bewähren sich die Hypothesen H1 und H2, eine genaue Diskussion der Ergebnisse im Hinblick auf Hypothesen und Anforderungen erfolgt in Abschnitt 8.4.

8.1.3 Isotherme Versuche an bauteilähnlichen Proben

Um die Übertragbarkeit des O.C.F.-Modells in Gasturbinenkomponenten beurteilen zu können, wird dieses auf bauteilähnliche Proben- bzw. Rissgeometrien angewendet. Hierzu werden Modellergebnisse aus der Nachrechnung von Versuchen an Lochproben des Typs 1 und 2 dargestellt. Experimente an Lochproben wurden als kombinierte Anrisslebensdauer- und Rissfortschrittsversuche unter Dehnungsregelung durchgeführt. Das bedeutet, die Initiierung des Anrisses erfolgt im Gegensatz zu den Rissfortschrittsversuchen an Corner Crack Proben nicht durch Anschwingen bei Raumtemperatur, sondern ist Teil des Versuches. Da in diesem Fall die Bewertung der Bauteillebensdauer im Vordergrund steht ist die Vorhersage der Risslänge über der Zyklenzahl bzw. der Lastwechselzahl bis zu einer bestimmten Anrissgröße, von größerer Bedeutung als die Abbildung der Rissfortschrittsrate. Die Darstellung der Validierungsergebnisse beschränkt sich daher vornehmlich auf ersteres. Die bruchmechanische Bewertung des Rissfortschritts in beiden Lochproben erfolgt über die gleiche Geometriefunktion (siehe Abschnitt 2.1.1.1). Zur Berechnung von Risseinleitung und -fortschritt wird durchweg der Spannungs-Temperatur-Verlauf bei halber Anrisswechselzahl $N_{A,5\%}/2$ verwendet.

In Bild 8-22 wird das Modellierungsergebnis für isotherme Versuche an Lochproben Typ 1 bei 950 °C und 1050 °C dargestellt. Hierbei zeigen sich zwei Besonderheiten bei der Anwendung des Modells für Lochproben. Obwohl zu Beginn des Versuchs kein Anriss in der Probe vorliegt, errechnet das O.C.F.-Modell eine minimale Rissfortschrittsrate, welcher aus dem zyklischen Wachstum der γ' -Verarmungszone resultiert. Der Riss im Modell fängt somit ab dem ersten Lastzyklus an zu wachsen. Das Resultat ist eine konservative Abschätzung der Rissinitiierungsphase bis ca. 0,2 mm. Insgesamt kommt es zu einer recht genauen Vorhersage der Risslänge während des Versuchsverlaufs.

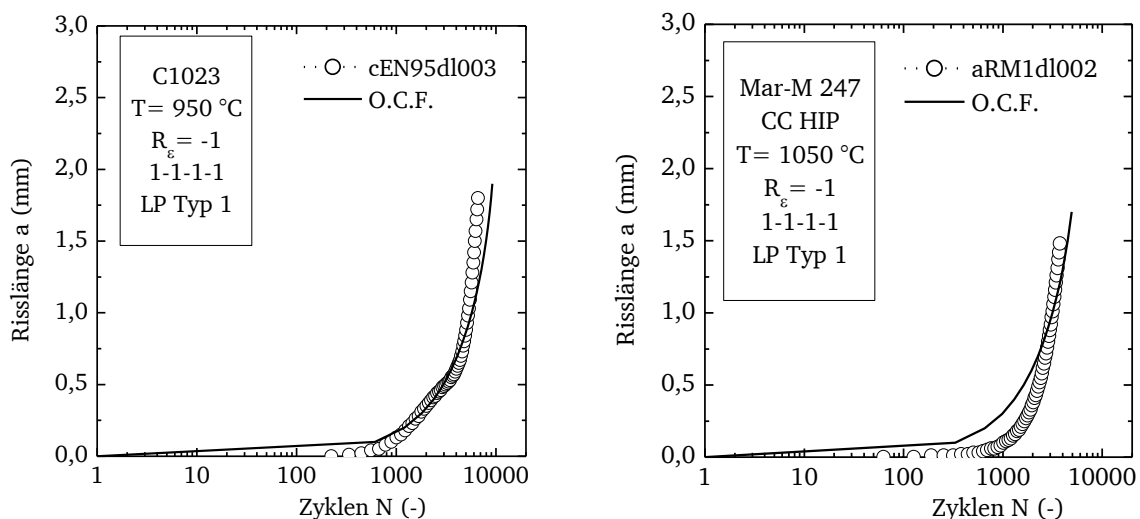


Bild 8-22: Vergleich des berechneten Rissfortschritts mit den Messwerten aus dehnungs-regeltem FCG-Versuchen an Lochproben Typ 1; **links:** C1023 bei 850 °C, **rechts:** Mar-M 247 CC HIP bei 1050 °C

Um den Einfluss zeitabhängiger Effekte auf die Risseinleitung und -ausbreitung in Lochproben zu erfassen, wurden Kriech-Ermüdungsexperimente mit 300 s-Zughaltezeit, analog zu den Versuchen an Corner-Crack-Proben durchgeführt. In Bild 8-23 a) sind die Spannungsspitzenwerte aus einem solchen Versuch an CM-247 LC dargestellt. Die Prüfzonen

der Lochproben wurden vor den Versuchen mit Adler-Beize geätzt, um die Kornstruktur sichtbar zu machen. Dies erlaubt es, die nach Probenausbau beobachteten Risspfade mit der Mikrostruktur zu vergleichen. Eine entsprechende Gegenüberstellung wurde in Bild 8-23 b und c vorgenommen. Bei Versuch dBJ95dl1 befand sich die Bohrung innerhalb eines ausgedehnten Kornes. Die für die Lochprobegeometrie typischen Anrisse an den Bohrungsseiten sind vergleichsweise kurz. Es zeigt sich, dass die größten Risse fast deckungsgleich mit Korngrenzverläufen im Bereich der Prüfbereichenmitte sind. Auch Sekundärrisse lassen sich Korngrenzen zuordnen. Entstehung und Wachstum der gefundenen Anrisse sind also stark von der vorhandenen Mikrostruktur abhängig.

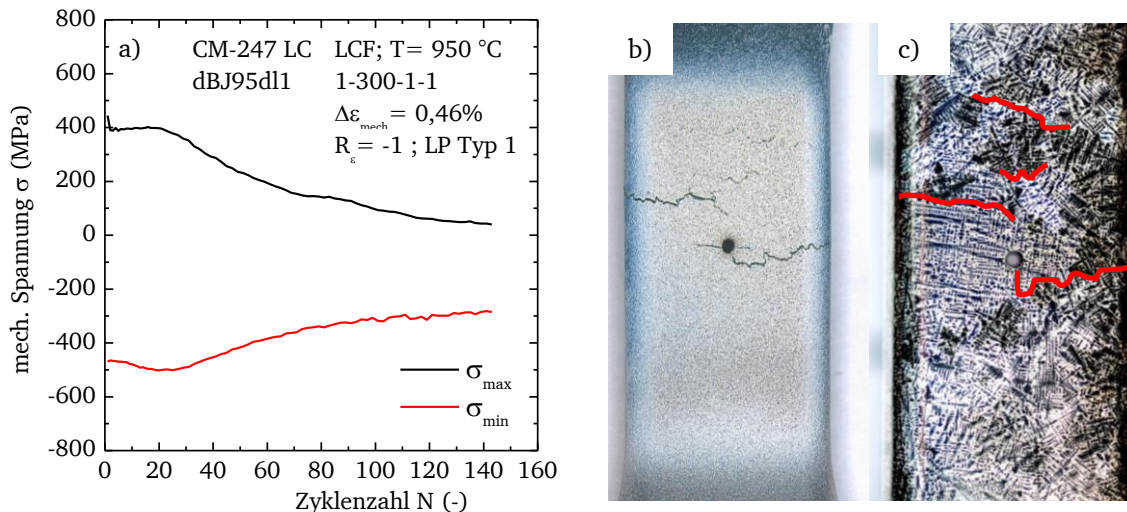


Bild 8-23: Versuchsergebnisse aus CFCG-Versuch dBJ95dl1; a) Spannungsspitzenwerte, b) Prüfzone mit mehreren sichtbaren Rissen, c) Korrelation der Risspfade mit Korngrenzen auf der Oberfläche

Die in Bild 8-23 b sichtbare Beschichtung der Probe mit Oxidpartikeln diente zur in-situ Messung des lokalen Dehnfelds während des Versuchsverlaufs. Als Nebenprodukt dieser Messung kann das Wachstum jedes Anrisses über die Zyklenzahl verfolgt werden (Bild 8-24). Die Analyse des Dehnfelds im Prüfbereich der Probe zeigt, dass der obere Probenbereich einen hohen Verformungswiderstand aufweist, während das große Korn, in welchem sich die Bohrung befindet, sich leicht verformen lässt. Bereits nach 10 Lastzyklen zeigt sich eine Wechselwirkung der geometrischen Dehnungsüberhöhung ausgehend im 45°-Winkel von den Bohrungsrandern, mit einem hohen lokalen Gradient der Verformbarkeit links oberhalb der Bohrung. Nach 25 Lastzyklen bildet sich dort ein erster Anriss am Probenrand, der zur Mitte hin wächst. In der Folge des Kriechrisswachstums verliert die Probe enorm an Steifigkeit (siehe Bild 8-23 a). Der beobachtete transkristalline Anriss an den Bohrungsrandern tritt zu allerletzt in Erscheinung.

Die Einleitung von sekundärem Risswachstum bei hohen Temperaturen abseits von geometrischen Kerbstellen ist ein bekanntes Problem und trägt wesentlich zur Streuung in der Lebensdauer von grobkörnigen Nickelgusslegierungen unter Kriechermüdungsbedingungen bei. Im Rahmen der Untersuchung aus [98] konnten verschiedene Kornorientierungen erstmals mit Dehnungskonzentrationen in Verbindung gebracht werden, die größer sind als geometrische Kerbwirkungen. Methoden zur bruchmechanischen Bewertung solcher mikrostruktureller Kerbstellen sind Gegenstand aktueller Forschungsarbeiten.

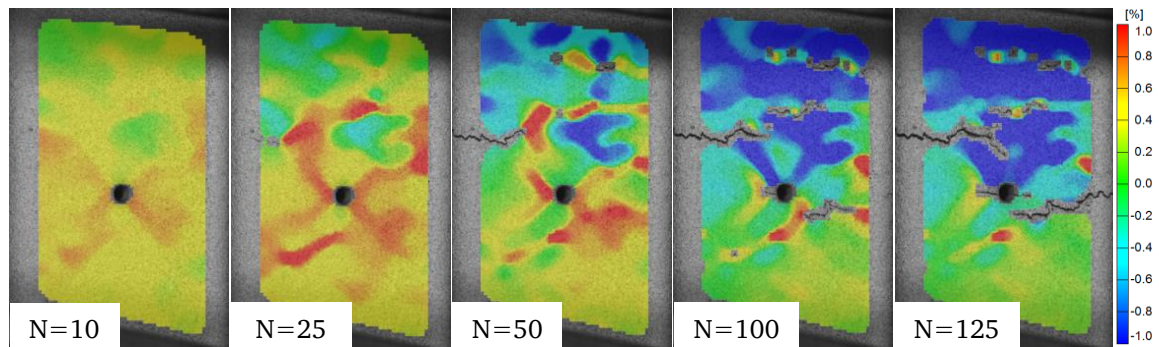


Bild 8-24: Darstellung des lokalen Dehnfelds (Dehnung in Lastrichtung) und der wachsenden Risse in der Prüfzone während der Zugphase in verschiedenen Lastzyklen N aus Versuch dBJ95dl1

In erster Näherung kann angenommen werden, dass die Kerbstellen an den Rändern mindestens die gleiche Spannungsüberhöhung, wie die Bohrung der Lochprobe verursachten. Zur Nachrechnung des Rissverhaltens mit dem O.C.F.-Modell wird daher ebenfalls die Formfunktion für symmetrische Risse ausgehend von der Bohrung (Abschnitt 2.1.1.1) verwendet, in diesem Fall jedoch als nicht-konservative Abschätzung. Die Modellierung wird in Bild 8-25 links mit der Risslänge des sekundären Risses oben links in der Prüfzone aus der Dehnfeldmessung verglichen. Es resultiert eine geringfügige Unterschätzung des Risswachstums bis zu einer Länge von ca. 1,5 mm. Die anschließende Überschätzung kann durch den Steifigkeitsverlust der Probe erklärt werden. Mit einem iterativen Vorgehen (siehe Abschnitt 8.1.1), basierend auf mehreren Lastzyklen, kann dieses Verhalten besser abgebildet werden. In Übereinstimmung mit den Beobachtungen aus Bild 8-23 wird durch das O.C.F.-Modell direkt nach der Initiierung ein durch Kriechrissfortschritt bestimmtes interkristallines Verhalten vorhergesagt (Bild 8-25 rechts).

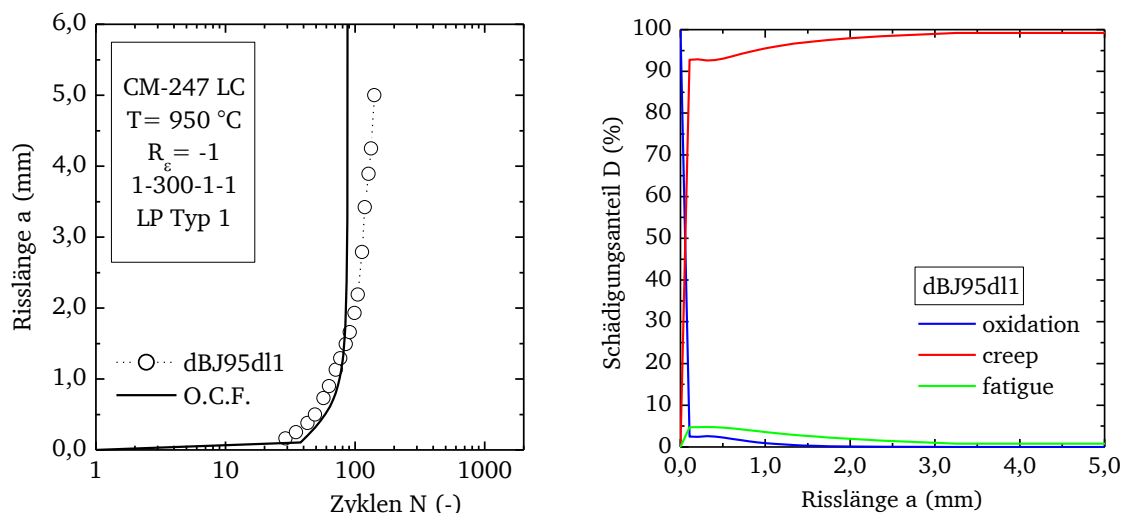


Bild 8-25: Modellierungsergebnis für einen CFCG-Versuch an einer Lochprobe Typ 1 mit 300 s-Zughaltezeit (dBJ95dl1); **links:** Risslänge, **rechts:** relative Anteile der Rissfortschrittsterme

Nach dem Versuchsende wurde Probe dBJ95dl1 direkt abgekühlt und in dem dokumentierten Zustand (Bild 8-23 b) belassen. Anschließend wurden die verschiedenen Rissverläufe in der Prüfzone mittels Elektronenmikroskopie untersucht. In Bild 8-26 werden zwei Rissspitzen mit hoher Vergrößerung dargestellt. Aus der in-situ Beobachtung der Prüfzone (Bild 8-24) wurde

ersichtlich, dass diese Risse bis zum Ende des Versuchs weiter wuchsen. An beiden Risspitzen kann ein Inkrement von ähnlicher Größe von ca. $0,72 - 0,73 \mu\text{m}$ identifiziert werden, dass von der letzten Ausbreitung herrührt.

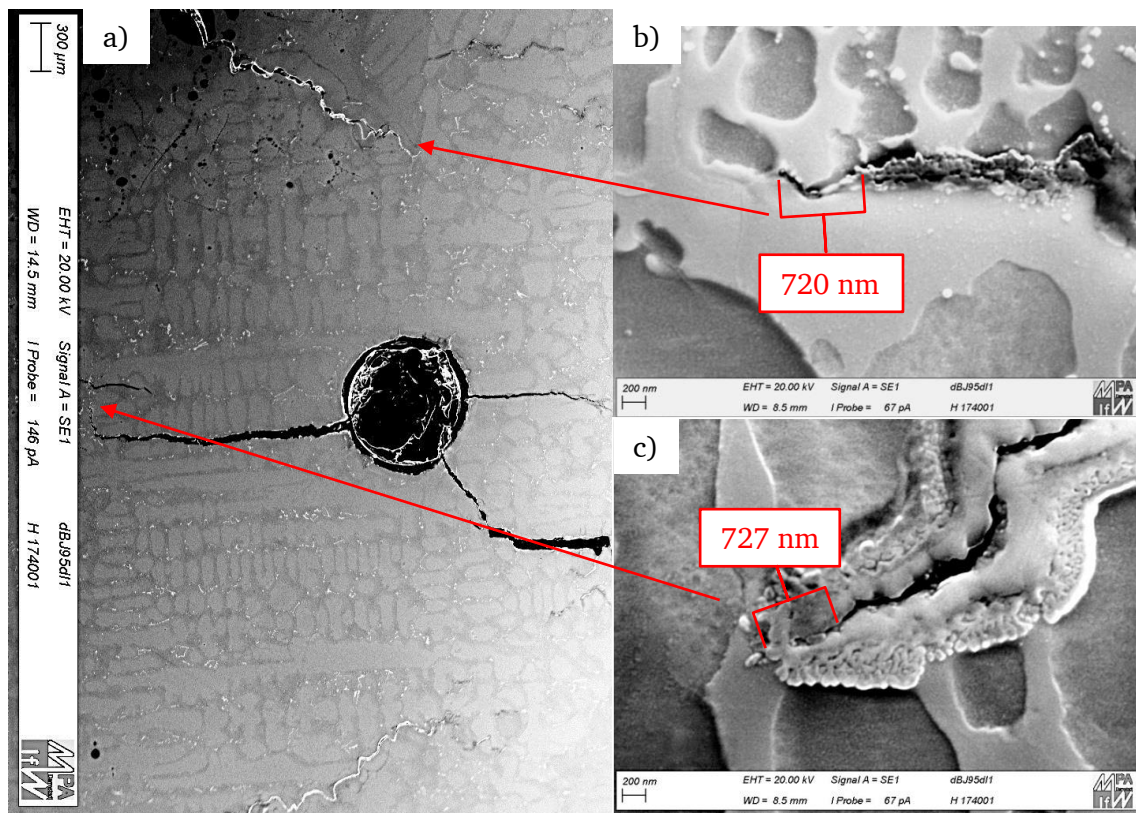


Bild 8-26: Elektronenmikroskopische Untersuchung der Risspitzen im Prüfzonenbereich der CFCG-Probe dBJ95dl1; a) Übersicht, b) Riss ausgehend von der Bohrung, c) Riss ausgehend vom linken Probenrand

In Folgenden wird versucht, dieses charakteristische Inkrement mit der Vorhersage des O.C.F.-Modells in Verbindungen zu bringen. Dazu werden die Rissfortschrittsrate und die Beiträge der einzelnen Terme auf Basis von mehreren Lastzyklen bei entsprechender Risslänge berechnet. Das Ergebnis ist in Tabelle 8-1 zusammengefasst. Es zeigt sich, dass sowohl für Lastzyklus $N = 101$ als auch $N = 131$ ein Rissfortschrittsinkrement berechnet wird, dass sehr nahe an der beobachteten Länge liegt.

Tabelle 8-1: Berechnung der Rissfortschrittsinkremente basierend auf verschiedenen Lastzyklen aus CFCG-Versuch dBJ95dl1

Zyklus N (-)	$\Delta\sigma$ (MPa)	a (mm)	da_{ox} (nm)	da_{cr} (nm)	da_{fat} (nm)	da/dN ($\mu\text{m}/\text{LW}$)
10	867	0,1	466	18751	807	19,8
101	382	2,9	466	87	176	0,73
131	319	3,7	466	4	270	0,73

Die gute Übereinstimmung der Modellberechnung mit den mikrographisch gemessenen Werten ist sicherlich kritisch zu beurteilen. Dabei sollte auch die Streuung der

experimentellen Messwerte berücksichtigt werden. Dennoch trägt diese Bestätigung der Vorhersage des Rissfortschritts in einem Lastzyklus, zumindest in der Übereinstimmung der Größenordnung, zur Validierung der O.C.F.-Methode bei.

8.1.4 TMF-Versuche an bauteilähnlichen Proben

Zum Abschluss der Darstellung individueller Validierungsergebnisse wird untersucht, ob die Übertragung des Rissfortschrittsmodells auf bauteil-ähnliche Geometrien unter TMF-Bedingungen mit Haltezeiten erfolgreich ist. In der dazu vorhandenen Datenbasis finden sich auch Untersuchungen an Lochproben des Typs 2 mit 35°-orientierten Bohrungen.

Unter OP-TMF Bedingungen wird während der Rissinitiationsphase, wie bereits mehrfach beobachtet, das Risswachstum durch das Berechnungsmodell überschätzt (Bild 8-27). Wie bereits zuvor diskutiert, kann die Lage der Bohrung im Bezug zur Mikrostruktur einen Einfluss auf die Rissinitiation in Lochproben ausüben und somit zur Streuung der Messergebnisse beitragen. Eine konservative Abschätzung in diesem Bereich ist für eine bruchmechanisch-basierte Vorhersage der Anrisslebensdauer sinnvoll, um die Betriebssicherheit zu gewährleisten. Sowohl die Zyklenzahl zum Erreichen einer Risslänge von 1 mm als auch der weitere Rissfortschritt werden für beide Bohrungswinkel von dem Modell korrekt vorhergesagt.

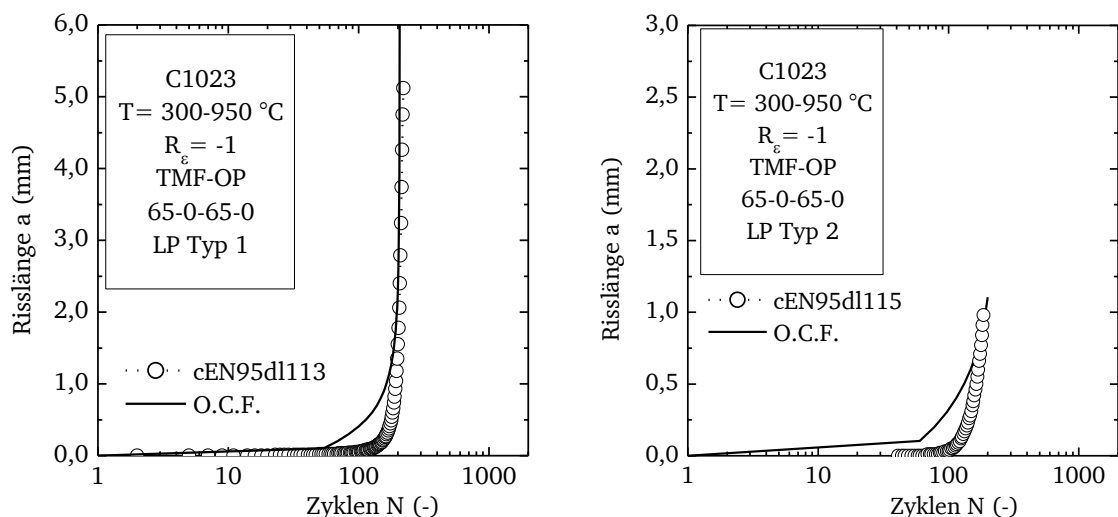


Bild 8-27: Vergleich des berechneten Rissfortschritts mit den Messwerten aus dehnungsregelten OP-TMF-Versuchen ohne Haltezeit; **links:** an einer Lochprobe Typ 1, **rechts:** an einer Lochprobe Typ 2

In Bild 8-28 sind die Nachrechnungen von zwei Experimenten unter IP-TMF-Bedingungen an Mar-M-247 CC HIP dargestellt. Der Vergleich mit der gemessenen Risslänge zeigt ein gegensätzliches Verhalten zu OP-TMF-Bedingungen. Eine ausgedehnte Rissinitiationsphase bleibt bei beiden Versuchen aus. Das O.C.F.-Modell beschreibt Rissinitiation und -wachstum bis 0,5 mm mit hoher Genauigkeit. Im weiteren Verlauf kommt es zu einer Beschleunigung des Rissfortschritts, die vom Modell nicht vollständig wiedergegeben wird. Die Abweichungen bleiben jedoch im Rahmen der bisher beobachteten Streuung.

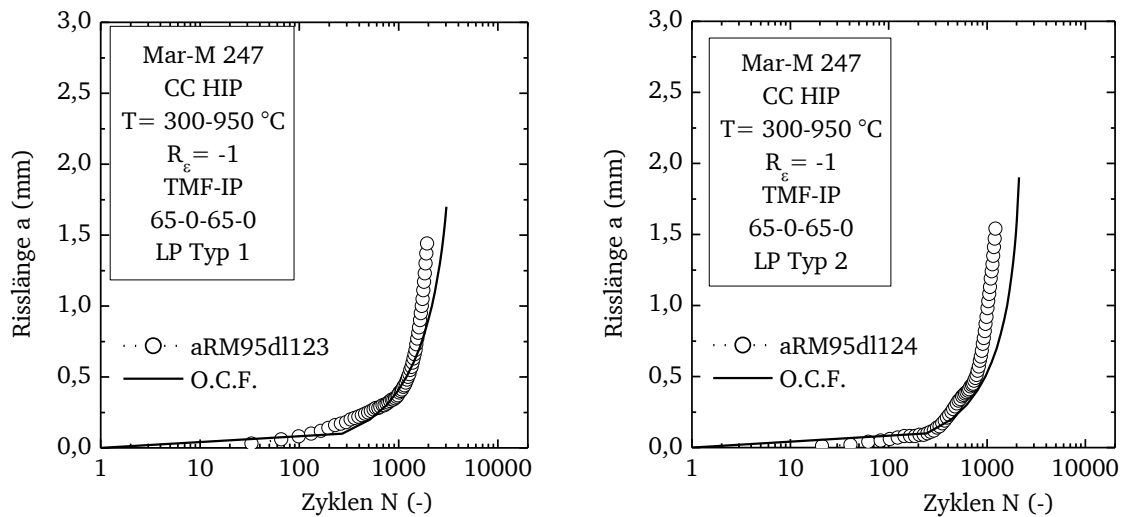


Bild 8-28: Vergleich des berechneten Rissfortschritts mit den Messwerten aus dehnungsgeregelten IP-TMF-Versuchen ohne Haltezeit; **links:** an einer Lochprobe Typ 1, **rechts:** an einer Lochprobe Typ 2

Die wesentliche Neuerung des O.C.F.-Modells ist die an Corner-Crack bereits erfolgreich demonstrierte Vorhersage des Rissverhaltens unter TMF-Bedingungen mit Haltezeiten ohne empirische Korrekturfaktoren. Die Anwendbarkeit des Verfahrens auf bauteilähnliche Geometrien wird mit Versuchen an Lochproben des Typs 1 mit Haltezeiten von 300 s validiert. Experimente dieser Art wurden im Rahmen dieser Arbeit erstmalig durchgeführt. Die berechneten Rissfortschrittsraten für Experimente unter IP- und OP-TMF-Bedingungen mit Haltezeiten sind in Bild 8-29 den Versuchsergebnissen gegenübergestellt. OP-TMF-Rissfortschrittsraten werden im Mittel durch das Modell erfolgreich abgebildet. Unter IP-TMF-Bedingungen wird die Rissfortschrittsrate über den gesamten Versuchsverlauf konservativ vorhergesagt. Signifikante Abweichungen ergeben sich im Bereich über $70\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Diese ergibt sich aus dem Lastabfall durch Risswachstum unter Dehnungskontrolle.

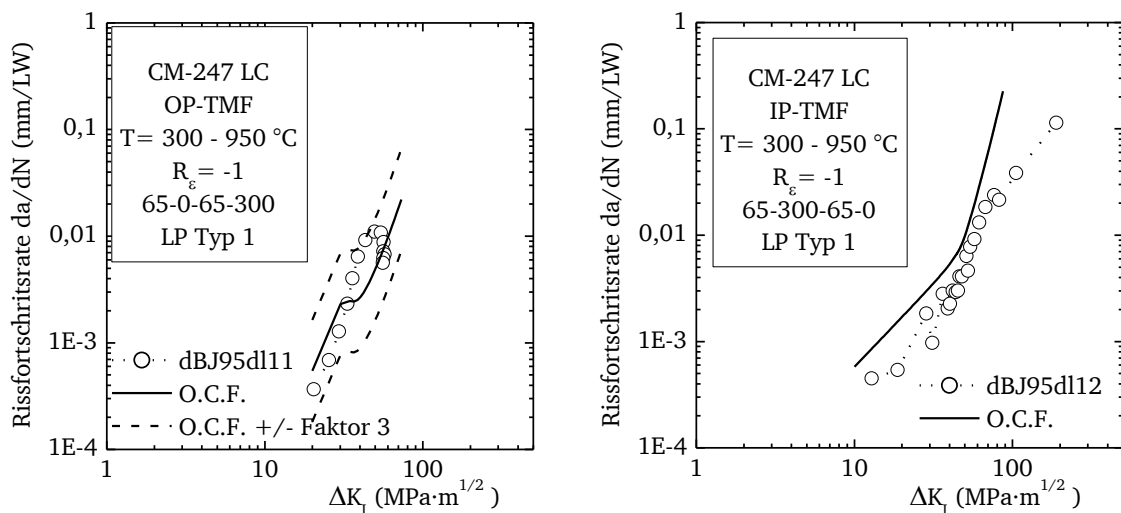


Bild 8-29: Modellergebnisse für dehnungsgeregelte TMF-Versuche mit 300 s-Haltezeit an Lochproben Typ 1, Vergleich der berechneten Rissfortschrittsraten; **links:** OP-TMF-Versuch an CM-247 LC (Versuch dBJ95dl11), **rechts:** IP-TMF-Versuch an C1023 (Versuch dBJ95dl12)

Die quasi-kraftkontrollierte Modellierung des Rissfortschritts auf Basis des Lastzyklus bei $N_{A,5\%}/2$ bildet dies nicht ab. In solch einem Fall würde eine schrittweise Nachrechnung des Versuchs mit mehreren Lastzyklen als Berechnungsgrundlage ein besseres Ergebnis liefern, da dann die Entwicklung der Spannungsspitzenwerte besser nachvollzogen werden kann. Auf ein solches Vorgehen wird hier verzichtet, da für alle Versuche an Lochproben das gleiche Rechenverfahren verwendet werden soll. Die iterative Anwendung des Rissfortschrittsmodells ist aber eine Möglichkeit, übermäßig konservative Abschätzungen auf der Basis von Last-Temperatur-Daten aus FEM-Simulationen zu reduzieren. Unter isothermen Bedingungen mit Zughaltezeit wurden Risseinleitungs- und -fortschrittsverhalten entscheidend durch die Mikrostruktur beeinflusst. Die Modellvorhersage erwartet ein ähnliches Verhalten für den betrachteten IP-TMF-Versuch. Tatsächlich führte in diesem Versuch ein sekundärer Anriss am rechten Probenrand zum Versagen (Bild 8-30 a). Bei der Bewertung dieses Risses mit der Formfunktion für symmetrische Risse an einer Bohrung wird die Rissinitiationsphase unterschätzt, was zu einer konservativen Vorhersage der Risslänge über den gesamten Bereich führt (Bild 8-31 links). Nach der Versuchsdurchführung wurde die Prüfzone der Probe mittels Elektronenrückstreubeugung (electron back scatter diffraction, EBSD) untersucht. Mit dieser Methode wird die Orientierung eines Korns in Relation zum einfallenden Elektronenstrahl dargestellt (Bild 8-30 b). Es zeigt sich, dass die entstandenen Risse ausschließlich entlang von Korngrenzen verlaufen. Dies deckt sich mit der Erwartung von interkristallinem Kriechrissfortschritt aus der O.C.F.-Vorhersage (Bild 8-31 rechts).



Bild 8-30: Rissverlauf aus IP-TMF-Belastung an einer Lochprobe Typ 1 (Versuch dBJ95dl12): a): Probe nach Versuchsende, b): EBSD-Teilaufnahme der Prüfzone mit Bohrung

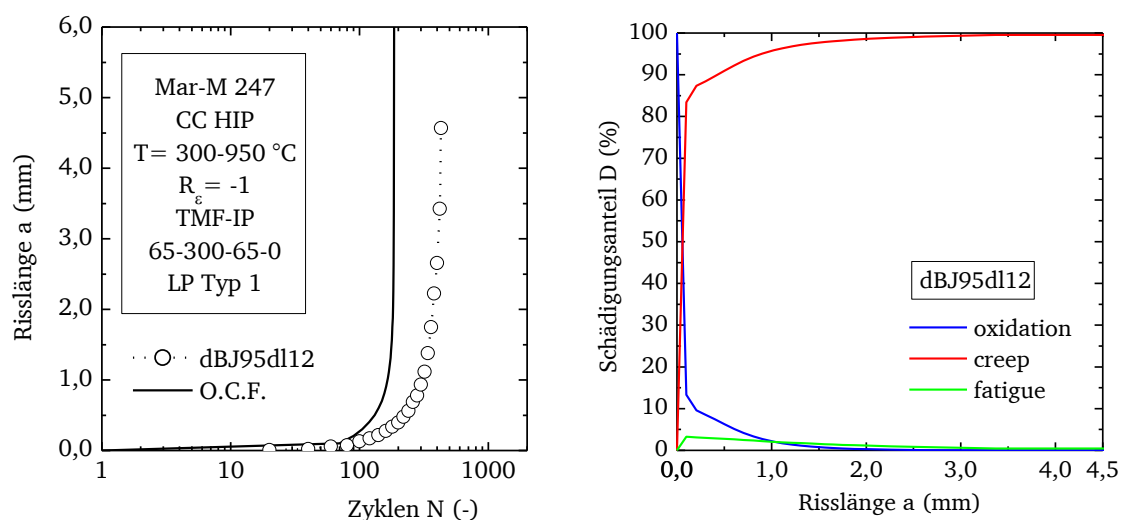


Bild 8-31: Modellierungsergebnis für einen IP-TMF-Versuch an einer Lochprobe Typ 1 mit 300 s-Zughaltezeit (dBJ95dl12); links: Risslänge, rechts: relative Anteile der Rissfortschrittsterme

Unter OP-TMF-Bedingungen wurde zuvor an Corner Crack Proben ein durch Ermüdungsrisssfortschritt dominiertes Verhalten, mit transkristallinem Risssfortschritt und ohne Auftreten von sekundären Rissen festgestellt. In Bild 8-32 ist der Rissverlauf in einer Lochprobe nach einem dehnungsgeregeltem OP-TMF-Test mit 300 s Haltezeit bei Maximaltemperatur dargestellt. Die Anrisse an den Bohrungsrändern verlaufen symmetrisch und senkrecht zur Belastungsrichtung. Eine EBSD-Aufnahme des unteren Abschnitts der Prüfzone nach der Prüfung zeigt, dass sowohl Rissinitiation als auch –fortschritt transkristallin verlaufen. Die Bohrung als Ausgangspunkt der Anrisse ist in ein großes Korn in der Prüfzonenmitte eingebettet. Diese Lage hatte wohl einen verzögerten Einfluss auf die Rissinitiationsphase, die in der Nachrechnung mit dem O.C.F.-Modell unterschätzt wird (Bild 8-33 links). Da während der 300 s-Haltezeit bei hoher Temperatur Druckspannungen auftreten, geht der Beitrag von Kriechrisssfortschritt gegen Null (Bild 8-33 rechts). Oxidation ist nur bei der Rissinitiation von Bedeutung. Die Vorhersage von Ermüdungsrisssfortschritt als dominanter Mechanismus entspricht den Beobachtungen.

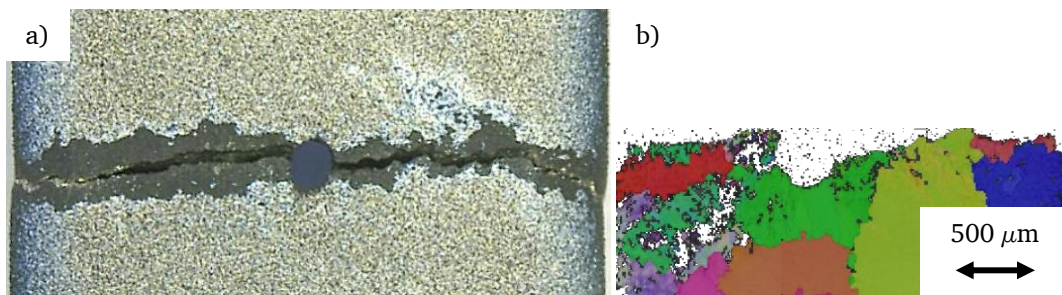


Bild 8-32: Rissverlauf aus OP-TMF-Belastung an einer Lochprobe Typ 1 (Versuch cEO95dl11): **a)**: gebrochene Probe, **b)**: EBSD-Teilaufnahme der unteren Probenhälfte

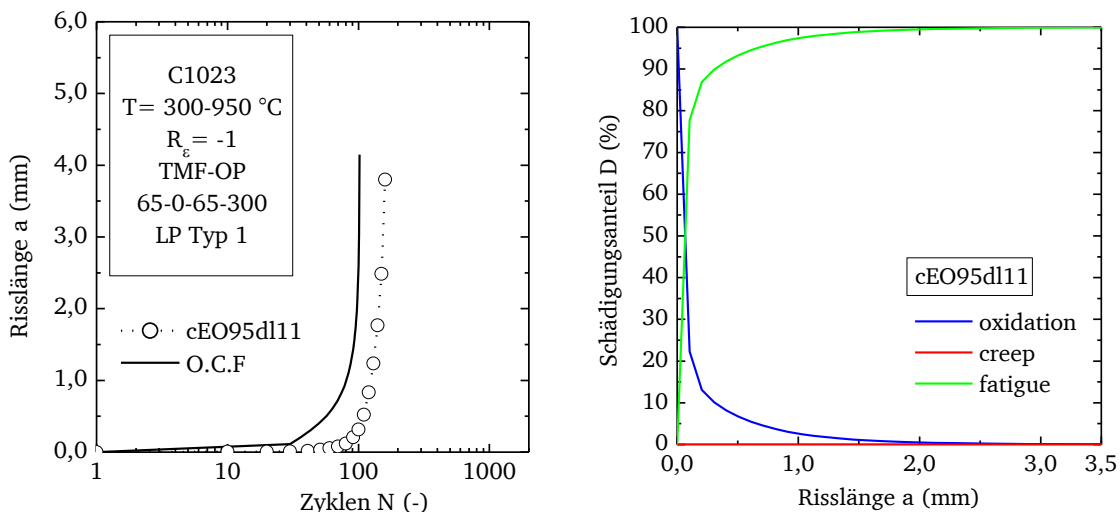


Bild 8-33: Modellierungsergebnis für einen OP-TMF-Versuch an einer Lochprobe Typ 1 mit 300 s-Druckhaltezeit (cEO95dl11); **links:** Risslänge, **rechts:** relative Anteile der Rissfortschrittsterme

Mit der Übertragbarkeit der Berechnungsmethode auf bauteilähnliche Strukturen ist die Anforderung A4 erfüllt. Abweichungen zwischen der Modellvorhersage und den Experimenten resultieren im Wesentlichen aus der Streuung bei der Rissinitiation. An dieser Stelle sei gesagt, dass sich zu den gezeigten konservativen Vorhersagen in

der Datenbasis auch nicht-konservative Gegenbeispiele finden lassen. Die Streuung der Modellvorhersage wird im Folgenden genauer diskutiert.

8.2 Streuung der Rissfortschrittsvorhersage und Gesamtbeurteilung der Validierungsergebnisse

In den vorangegangenen Abschnitten wurde die Qualität der Rissfortschrittsvorhersage individuell für verschiedene Lastfälle und Probentypen vorgestellt. Dabei wurde immer wieder festgestellt, dass durch werkstoffeigene Effekte Abweichungen zwischen der Vorhersage von Rissinitiierung bzw. -fortschritt und der experimentellen Messung auftreten. Bislang wurde diese Streuung jedoch nicht gesamtheitlich bewertet. Für die Anwendung des Modells in der industriellen Praxis ist die Angabe der zu erwartenden Streuung von hoher Bedeutung, um daraus Sicherheitsfaktoren bei der Auslegung von Bauteilen abzuleiten (A2).

In monoparametrischen Rissfortschrittsmodellen wie $\Delta CTOD$ und P_{eff} wird einem bestimmten Lastfall ein eindeutiger Wert des Modellparameters zugewiesen. Die Streuung der Messwerte kann dann als Abweichung von einer Ausgleichsgeraden zur Beschreibung der Zielgröße (z.B. der Rissfortschrittsrate) dargestellt werden. Im Fall des linear-akkumulativen O.C.F.-Modells ist dies nicht möglich, da für jeden Lastfall eine individuelle Vorhersage der Zielgrößen (Risslänge bzw. Rissfortschrittsrate) erstellt wird. Eine geeignete Form zur Beurteilung der Vorhersagequalität eines solchen Modells ist der Vergleich des Modells der berechneten Zyklenzahl bis zum Erreichen einer gewissen Risslänge mit dem Ergebnis aus dem jeweiligen Experiment. Dazu wird für jeden der insgesamt 85 Validierungsversuche die berechnete Zyklenzahl $N_{O.C.F.}$ bis zum Erreichen der Endrisslänge mit der experimentell gemessenen maximalen Zyklenzahl N_{exp} verglichen. Zusätzlich wurden Zyklen bis zu einer Rissverlängerung um $\Delta a = 1$ mm und $\Delta a = 2$ mm verglichen, falls diese Werte im Experiment erreicht wurden. Entgegen der Vorgehensweise in Abschnitt 8.1 werden ausgeprägte Rissinitiierungsphasen nicht vom Versuchsergebnis abgezogen, da diese als Teilursache der beobachteten Streuung mitbewertet werden sollen. Die Zahlenwerte, auf denen dieser Vergleich beruht, sind in Anhang A tabelliert.

Das Gesamtergebnis der Validierung für den Werkstoff C1023 ist in Bild 8-34 dargestellt. Insgesamt wurden 35 isotherme und anisotherme Versuche dazu bewertet, mit einer Gesamtzahl von 87 Datenpunkten. Der überwiegende Teil (82%) der erhobenen Datenpunkte fällt in ein Streuband mit Faktor drei. Ein Streuband mit Faktor vier schließt 93% der Validierungsergebnisse ein. In 10% der Fälle kam es zu einer nicht-konservativen Vorhersage größer als Faktor drei, bei einer nahezu gleichen Anzahl konservativer Abschätzungen (8%). Die größte Abweichung trat bei einem isothermen FCG-Versuch an einer Corner-Crack Probe auf (Versuch cEN95cc002). Hier wurde erst nach über 100000 Lastzyklen eine Rissverlängerung von 1 mm erreicht. Dem gegenüber steht eine nicht-konservative Vorhersage für einen Versuch bei höherer Last bei sonst gleichen Versuchsbedingungen. Die in diesem Fall willkürlich gewählte Streubandbreite von drei entspricht den beobachteten Abweichungen im isothermen Kriech- bzw. Ermüdungsrissverhalten (siehe Abschnitte 7.2 und 7.3). Aufgrund der linearen Formulierung des O.C.F.-Modells wird diese „vererbt“. Eine Verringerung ist mit der verwendeten Formulierung der Schädigungsterme demnach nicht möglich. Die Modellergebnisse liegen im Rahmen der für diesen Werkstoff typischerweise beobachteten Streuung von Lebensdauer und Rissfortschrittsmodellen [27,84].

Von den 121 Datenpunkten aus 50 Versuchen an M-247 Legierungen liegen 78 % in einem Streuband mit Faktor 3 (Bild 8-35). Ein Streuband mit Faktor 4 würde 87% der Ergebnisse erfassen. Auffällig ist dabei, dass 18 % der Modellergebnisse außerhalb des Streubands konservativ vorhergesagt wurden, gegenüber nur 4 % nicht-konservativer Vorhersagen. Neben der bereits angesprochenen Problematik der Risseinleitung, ist dies mit der konservativen Anpassung der Modellparameter für Kriechrissfortschritt und Verarmungszonenwachstum begründbar. Diese ermöglicht dagegen die Anwendung des Parametersatz auch für einkristalline und gerichtet erstarrte Gussvarianten dieses Legierungstyps. In der Literatur werden für M-247-Werkstoffe Streubreiten von Faktor zwei bis vier gefunden [9,42,102]. In diesen Untersuchungen ist die Variation von Lastfällen zur Validierung jedoch meist geringer und das Versuchsmaterial stammt aus einzelnen Werkstoffchargen. In dieser Arbeit werden dagegen mehrere Gussvarianten und Legierungszusammensetzungen gemeinsam bewertet. Somit kann eine höhere Streubreite erwartet werden.

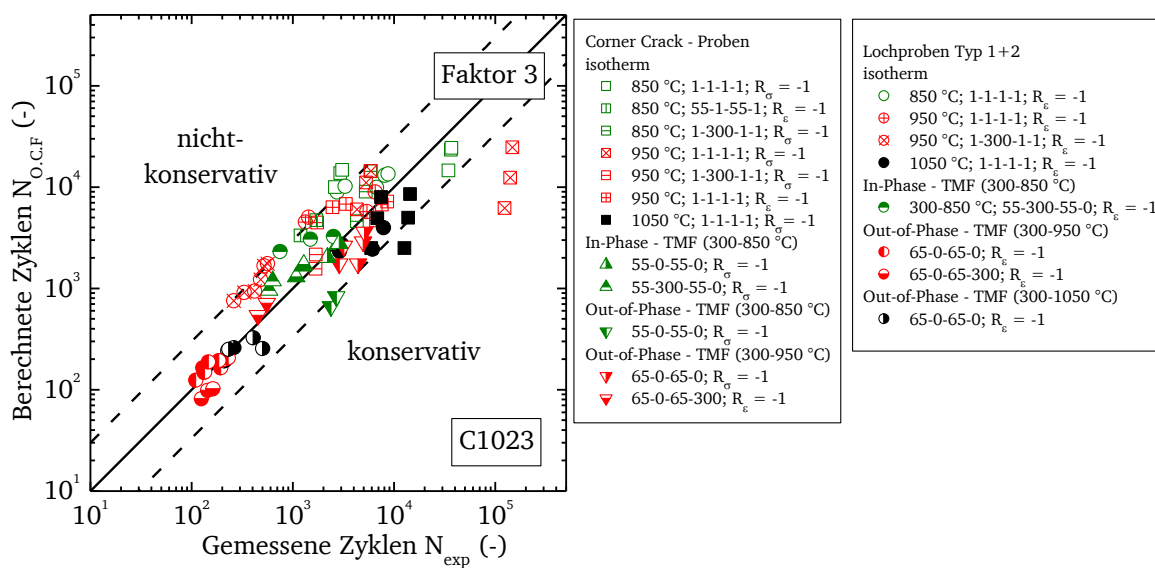


Bild 8-34: Gegenüberstellung der berechneten Zyklenzahl zu einem Risswachstum von $\Delta a = 1, 2 \text{ mm}$ und a_{\max} mit den experimentellem Ergebnissen an C1023

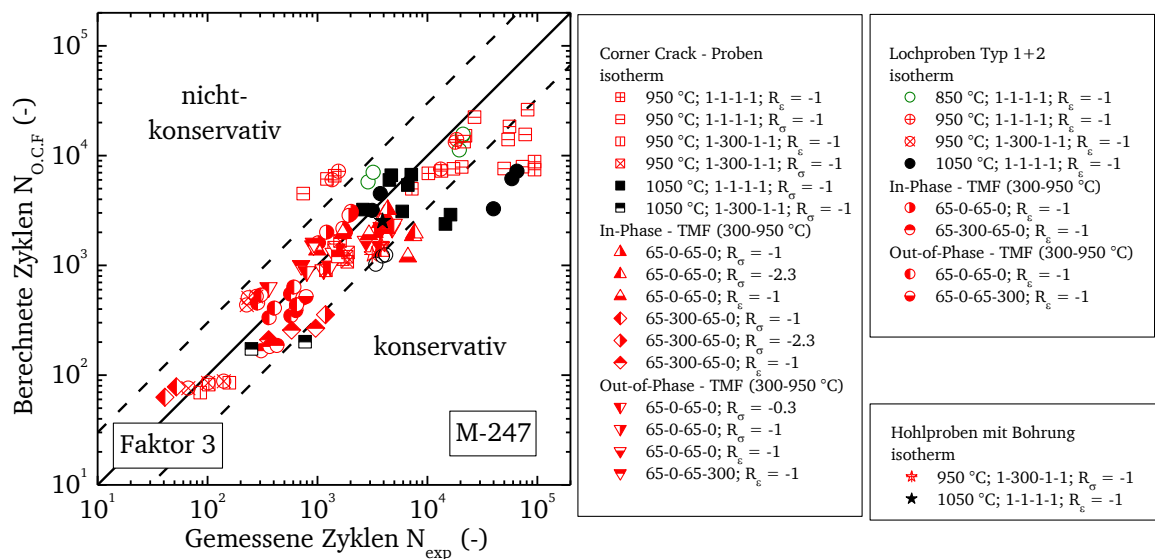


Bild 8-35: Gegenüberstellung der berechneten Zyklenzahl zu einem Risswachstum von $\Delta a = 1, 2 \text{ mm}$ und a_{\max} mit den experimentellem Ergebnissen an M-247 Varianten

Die Verteilung der Messwerte in den Bilder Bild 8-34 und Bild 8-35 um die Winkelhalbierende herum scheinen relativ ausgeglichen. Sollten für die Abweichungen der Modellvorhersagen tatsächlich zufällige, materialbedingte Streueffekte ursächlich sein, müssten diese in einer statistischen Verteilung auftreten. Um dies näher zu untersuchen, wird zunächst das Verhältnis von Modellvorhersage zu experimenteller Zyklenzahl bis zur maximalen Risslänge

$$\frac{N_{O.C.F}}{N_{exp}}$$

gebildet. Aufgrund der logarithmischen Auftragung in Bild 8-34 bzw. Bild 8-35 ist die Annahme einer logarithmischen Normalverteilung für dieses Verhältnis naheliegend. Ist dies der Fall, sollte das logarithmierte Verhältnis zwischen Modellvorhersage und experimentellem Ergebnis

$$\ln\left(\frac{N_{O.C.F}}{N_{exp}}\right)$$

normalverteilt sein. Eine Normalverteilung wird durch den Erwartungswert μ und die Standardabweichung s bzw. die Varianz s^2 charakterisiert. Für die relativ kleine Stichprobenumfänge k von 35 bzw. 50 Versuchen empfiehlt zum Nachweis einer Normalverteilung der Signifikanztest nach Shapiro und Wilk [103]. Zum Nachweis wird der Wert der Teststatistik W_s für einen Datensatz mit

$$W_s = \frac{b^2}{(k-1) \cdot s^2} \quad 8-2$$

berechnet. Dabei ist b die Summe aus Zahlenpaaren der Ordnungsstatistik, jeweils multipliziert mit einem Gewichtungskoeffizienten. W wird dann gegen einen kritischen Wert W_{th} für ein Signifikanzniveau α verglichen. Als Null-Hypothese H_0 wird angenommen, dass die Grundgesamtheit der Stichprobe normalverteilt ist. Wenn der Wert von W_s größer ist als W_{th} , wird H_0 nicht abgelehnt. Sowohl die Gewichtungskoeffizienten als auch die kritischen Werte können für beide Stichproben aus [103] entnommen werden. Gegenüber anderen Normalitätstests besitzt dieses Verfahren auch bei geringem Stichprobenumfang eine hohe Teststärke, d.h. die Wahrscheinlichkeit einen Fehler 2. Art zu begehen, ist gering.

Die Ergebnisse der Stichprobenanalysen sind in den Tabelle 8-2 und Tabelle 8-3 zusammengefasst. Es zeigt sich, dass für beide Stichproben bis zu Signifikanzniveau von 0,5 die Annahme einer Normalverteilung nicht abgelehnt wird. Man kann daraus schließen, dass Abweichungen zwischen Modellierung und Experiment eher aus zufälligen werkstoffbedingten Effekten, als aus einem systematischen Fehler in der Modellierung resultieren. Aus den Parametern der Normalverteilungen für beide Werkstoffe lassen sich weitere Aussagen bezüglich der Qualität des Validierungsergebnisses treffen. Für C1023 ergibt sich ein Erwartungswert μ von 0,154. Werte von $\ln(N_{O.C.F}/N_{exp})$ größer Null entsprechen einer nicht-konservativen Vorhersage. Im Mittel wird der Rissfortschritt in C1023 also leicht unterschätzt. Nach den Eigenschaft der Normalverteilung enthält das Intervall von $\pm 1,96\sigma$ 95% aller Messwerte. Im Fall von C1023 entspricht $1,96\sigma$ einem Streufaktor von vier. Dies stimmt mit der Beobachtung aus Bild 8-34 überein. Der Erwartungswert für M-247-Messwerte liegt mit -0,386 deutlich im Bereich von konservativen Vorhersagen. Eine Ursache hierfür ist die bereits genannte konservative Anpassung des Kriechrissterms. Es wurde bereits festgestellt, dass die Streuung der Messwerte an M-247-Gussvarianten größer ausfällt als beim Werkstoff C1023. Das 95%-Intervall entspricht ungefähr einem Streubandfaktor von 5.

Tabelle 8-2: Parameter der Normalverteilung der logarithmierten Verhältnisse $\ln(N_{O.C.F.}/N_{exp})$ für C1023-Versuche und Ergebnis des Shapiro-Wilk-Tests

k	μ	s	W_s	W_{th} ($\alpha=0,01$)	W_{th} ($\alpha=0,05$)	W_{th} ($\alpha=0,10$)	W_{th} ($\alpha=0,50$)
35	0,154	0,708	0,979	0,910	0,934	0,944	0,969

Tabelle 8-3: Parameter der Normalverteilung der logarithmierten Verhältnisse $\ln(N_{O.C.F.}/N_{exp})$ für M-247-Versuche und Ergebnis des Shapiro-Wilk-Tests

k	μ	s	W_s	W_{th} ($\alpha=0,01$)	W_{th} ($\alpha=0,05$)	W_{th} ($\alpha=0,10$)	W_{th} ($\alpha=0,50$)
50	-0,386	0,814	0,977	0,930	0,947	0,944	0,974

Zur Darstellung dieser Verteilungen werden die Werte für $\ln(N_{O.C.F.}/N_{exp})$ für jeden Versuch in Bild 8-36 als Balkengraphik dargestellt. Aus dieser Auftragung werden zwei Eigenschaften der Normalverteilung der Vorhersageergebnisse deutlich. Zum einen ordnen sich zu beiden Seiten des Mittelwerts ungefähr gleich viele Messwerte an. Zum anderen finden sich bei jeder Temperatur bzw. zu jedem Lastfall sowohl konservative ($\ln(N_{O.C.F.}/N_{exp}) < 0$) als auch nicht-konservative ($\ln(N_{O.C.F.}/N_{exp}) > 0$) Vorhersagen. Es tritt keine systematische Über- oder Unterschätzung eines bestimmten Lastfalls auf. Mit dieser Darstellung können auch Versuche als Ausreißer identifiziert werden. An beiden Legierungen finden sich isotherme Ermüdungsrissversuche die außerhalb der zweifachen Standardabweichung liegen. Erwartungsgemäß beeinflusst der Ausschluss dieser Versuche aus den Stichproben die Erwartungswerte der Verteilungen kaum. Die Varianz verringert sich dagegen deutlich.

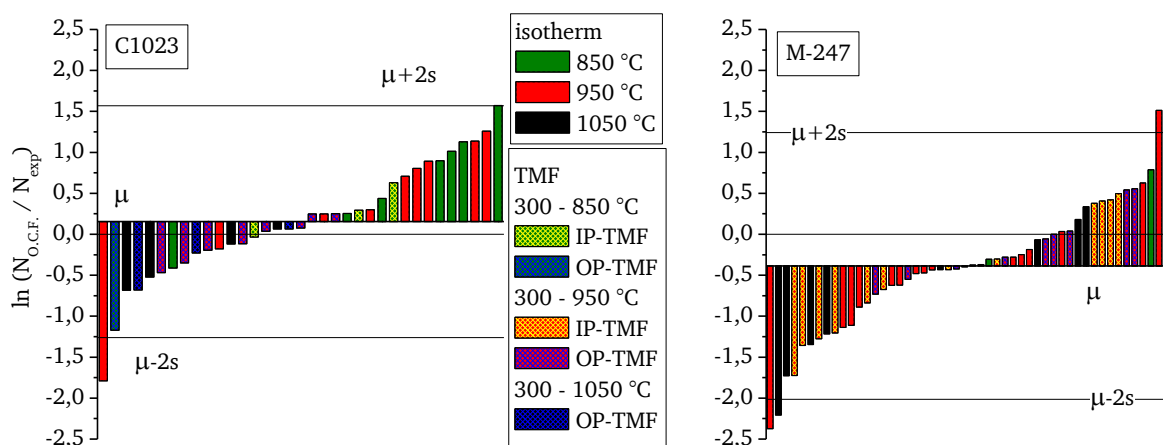


Bild 8-36: Darstellung der logarithmierten Verhältnisse zwischen Modellvorhersage und experimenteller Bestimmung der maximalen Zyklenzahl; **links:** C1023, **rechts:** M-247

Der Nachweis einer Normalverteilung für die Risswachstumsvorhersage mit dem O.C.F.-Modell stellt eine Besonderheit dar. Für kein anderes Modell zum Rissfortschrittsverhalten in Nickelgusslegierungen unter TMF-Bedingungen wurde bisher eine solche statistisch signifikante Verteilung veröffentlicht. Die statistische Signifikanz des Modells ist für die perspektivische Anwendung im Rahmen eines schadens-toleranten Auslegungskonzepts von hohem Wert. So können Sicherheitsfaktoren als Aufschläge auf die

Modellvorhersage auf der Basis von statistisch abgesicherten Streuintervallen festgelegt werden. Das Streuintervall ($\mu-1,645s$) beschreibt das untere 5%-Quantil der Verteilung [104]. Übertragen auf Rissfortschrittsmodellierung kann dieses so interpretiert werden, dass nur in 5 % aller Fälle eine gewisse Risslänge vor der vorhergesagten Zyklenzahl erreicht wird. Damit lässt sich eine zu 95% wahrscheinliche, versagensfreie Lastzyklenzahl $S(0,95)$ auf Basis des O.C.F.-Modellergebnisses wie folgt abschätzen:

$$S(0,95) = N_{O.C.F.} \cdot e^{\mu-1,645s} \quad 8-3$$

Für C1023 ergibt sich so ein Reduktionsfaktor von 0,36 auf die vorhergesagte Zyklenzahl. Dies entspricht einem Sicherheitsfaktor von 2,8. Für M-247-Varianten ergibt sich ein Reduktionsfaktor von 0,18 (Sicherheitsfaktor 5,6). Dieser relativ hohe Wert könnte bei Beschränkung auf eine Gussvariante, insbesondere im Hinblick auf die Anpassung der Kriechrissparameter noch reduziert werden, um die Konservativität der Vorhersage zu verringern. Bevor ein solches Auslegungskriterium im Rahmen einer schadenstoleranten Betriebsweise angewendet wird, muss jedoch einiges beachtet werden. Schließlich kann ein vorzeitiger Ausfall der Komponente katastrophale Folgen haben. Die vorgeschlagenen Sicherheitsfaktoren sollten daher eher zur Abschätzung des nächsten Inspektionsintervalls verwendet werden. Gefundene Defekte in verbauten Bauteilen müssen vor einem Weiterbetrieb eingehend bruchmechanisch, z.B. durch die FAD-Methode, gegen kritische Zustände abgesichert werden.

Die Streuung des O.C.F.-Rissfortschrittsmodells bewegt sich im Rahmen des Rissfortschritts unter isothermen Bedingungen. Darüber hinaus hat es zwei außergewöhnlichen Eigenschaften. Zum einen können mehrere Gussvarianten einer Legierung mit einem einzigen Parametersatz in einem gemeinsamen Streuband beschrieben werden, zum anderen konnte eine statistisch signifikante Normalverteilung der Vorhersageabweichungen ohne auffällige systematische Fehler nachgewiesen werden.

8.3 Studie zur Sensitivität der Schädigungsterme

Im Rahmen der qualitativen Analyse der Validierungsergebnisse in Abschnitt 8.1 wurde festgestellt, dass in Abhängigkeit der Belastungsbedingungen verschiedene Schädigungsterme die Rissfortschrittsmodellierung dominieren. Es stellt sich daher die Frage, wie sensitiv das Gesamtergebnis der Modellvalidierung auf die Veränderung eines dieser Terme reagiert, denn neue Ergebnisse aus isothermen Versuchen zur Modellkalibrierung können eine Neuanpassung der Parameter nötig machen. Auch Veränderungen durch die subjektive Wahrnehmung des Auswertenden sind denkbar. Ein robustes Rissfortschrittsmodell sollte in der Lage sein, trotz geringfügiger Änderungen verlässliche Vorhersagen zu generieren.

Um das Sensitivitätsverhalten von Ermüdungsris-, Kriechriss- und γ' -Verarmungszonenwachstum zu untersuchen, werden im Rahmen einer Parameterstudie die jeweiligen Anpassungen variiert. Ausgangspunkt der Neuanpassung eines Rissfortschrittsbeitrags ist die Festlegung des Exponenten. Dieser ist mit dem zugrunde gelegten Ausbreitungsmechanismus verknüpft. Ausgehend von der originalen Anpassung des Parameters wird eine größerer und ein kleinerer beliebiger ganzer Zahlenwert gewählt. Anschließend wird für diesen festgelegten Exponent mit dem Levenberg-Marquart-Algorithmus eine optimale Anpassung an den jeweiligen Kalibrierdatensatz gefunden. Die Variation der Anpassungen geschieht also nicht vollkommen willkürlich, sondern bleibt mit

den Ergebnissen zum isothermen Oxidations-, Kriechriss- und Ermüdungsrissverhalten verknüpft. Anschließend wird der Validierungsdatensatz mit den veränderten Modellparametern neu bewertet. Zusätzlich wird untersucht, was passiert, wenn einer der Rissfortschrittsterme deaktiviert wird. Der Übersichtlichkeit halber beschränkt sich diese Studie auf den Datensatz der Validierungsversuche an C1023 und auf die Vorhersage der Endrisslänge.

Die Auswirkungen einer Neuanpassung des Modells auf das Gesamtergebnis lassen sich am geeignetsten in der Darstellung der berechneten Lastzyklenzahl bis zur maximalen Risslänge gegenüber dem experimentellen Ergebnis visualisieren. Zur Kennzeichnung der verschiedenen Lastzyklusformen wird in diesem Diagramm eine hohe Zahl von unterschiedlichen Symbolformen und Füllungen verwendet. Um die folgenden Darstellungen übersichtlich zu halten ist die Legende zu diesen Symbolen separat in Bild 8-37 angegeben.

Zur quantitativen Beurteilung der Sensitivität wird das Gesamtergebnis der Validierungsversuche wie zuvor einem Shapiro-Wilk Test unterzogen und die Parameter der Normalverteilungen, falls zutreffend, mit einander verglichen. Eine Veränderung des Erwartungswerts μ zeigt eine Veränderung in der Konservativität der Gesamtbeschreibung an, während die Streuung der Ergebnisse mit der Standardabweichung s bewertet werden kann. Zusätzlich wird die Datenbasis für jede Variation der Anpassung einer Regressionsanalyse unterzogen. Dazu werden die berechneten und experimentellen Lastzyklenzahlen bis zur Gesamtrisslänge zunächst logarithmiert. Dann wird mittels linearer Regression die Parameter einer Gleichung der Form

$$\log(N_{0,C.F.}) = A + B \cdot \log(N_{exp}) \quad 8-4$$

angepasst. Bei einer perfekten Wiedergabe der experimentellen Werte durch das Modell, sollte der Achsenabschnitt A gegen Null und die Steigung B gegen Eins gehen. Aus der Analyse wird zudem das korrigierte Bestimmtheitsmaß \bar{R}^2 angegeben, um zu zeigen, welche Modellanpassung die Variation der Ergebnisse am besten abbilden kann.

Als Erstes wird die Sensitivität des Ermüdungsrissfortschrittsterms untersucht. Der Exponent m_{Fat} wird ausgehend von dem originalen Wert von 4,74 auf drei und sechs festgelegt. In Bild 8-38 links ist die Anpassung des verwendeten Paris-Gesetztes (Gleichung 4-10) an die Kalibrierungsdaten dargestellt. Die Festlegung von $m_{Fat}=6$ führt augenscheinlich zu einer recht guten Beschreibung des gesamten Wertebereichs, während $m_{Fat}=3$ für niedrige $\Delta K_{I,eff}$ konservative Vorhersagen liefert.

Die Auswirkungen der Parametervariation auf das Gesamtergebnis der Modellvalidierung ist relativ gering (Bild 8-38 rechts). Die Datenpunkte der verschiedenen Anpassung, dargestellt durch die Farben Schwarz, Rot und Grün, unterscheiden sich nur geringfügig voneinander. Demnach ist die Modellvorhersage relativ robust gegen eine Variation des Ermüdungsrissexponenten, wenn die Datenpunkte zur Parameterkalibrierung im mittleren Bereich sinnvoll beschrieben werden. Eine Deaktivierung des Ermüdungsrissanteils führt erwartungsgemäß zu höheren berechneten Lastzykluszahlen bzw. zu einer generellen Unterschätzung des Risswachstums. Am deutlichsten erkennbar ist dies bei OP-TMF-Versuchen an Lochproben. In Abschnitt 8.1.4 wurde gezeigt, dass Ermüdungsrisswachstum unter diesen Versuchsbedingungen ab der Initiierung das Risswachstum dominiert (siehe Bild 8-33). Insofern ist die erhöhte Sensitivität unter diesen Lastbedingungen nachvollziehbar. Ebenfalls in Bild 8-38 rechts dargestellt sind die Regressionsgeraden nach Gleichung 8-4 für

die drei Parametervarianten. Über den dargestellten Bereich liegt die Gerade der originalen Anpassung am nächsten zur idealen Mittelhalbierenden. Dies ist auch aus den Parametern der Verteilung in Tabelle 8-4 abzulesen. Die Anpassung für $m_{\text{Fat}}=3$ führt zwar zu einer Normalverteilung mit leicht reduziertem Mittelwert und Streuung. Diese ist aber weniger signifikant. Dazu passt, dass Achsenabschnitt A und Steigung B am weitesten von den Idealwerten 0 bzw. 1 entfernt liegen.

<p>Corner Crack - Proben isotherm</p> <ul style="list-style-type: none"> □ 850 °C; 1-1-1-1; $R_{\sigma} = -1$ ▣ 850 °C; 55-1-55-1; $R_{\sigma} = -1$ ▤ 850 °C; 1-300-1-1; $R_{\sigma} = -1$ ⊠ 950 °C; 1-1-1-1; $R_{\sigma} = -1$ ⊞ 950 °C; 1-1-1-1; $R_{\sigma} = -1$ ■ 1050 °C; 1-1-1-1; $R_{\sigma} = -1$ <p>In-Phase - TMF</p> <ul style="list-style-type: none"> ▲ 300-850 °C; 55-0-55-0; $R_{\sigma} = -1$ ▲ 300-850 °C; 55-300-55-0; $R_{\sigma} = -1$ <p>Out-of-Phase - TMF</p> <ul style="list-style-type: none"> ▼ 300-850 °C; 55-0-55-0; $R_{\sigma} = -1$ ▼ 300-950 °C; 65-0-65-0; $R_{\sigma} = -1$ ▼ 300-950 °C; 65-0-65-300; $R_{\sigma} = -1$ 	<p>Lochproben Typ 1+2 isotherm</p> <ul style="list-style-type: none"> ○ 850 °C; 1-1-1-1; $R_{\sigma} = -1$ ⊕ 950 °C; 1-1-1-1; $R_{\sigma} = -1$ ⊗ 950 °C; 1-300-1-1; $R_{\sigma} = -1$ ● 1050 °C; 1-1-1-1; $R_{\sigma} = -1$ <p>In-Phase - TMF</p> <ul style="list-style-type: none"> ● 300-850 °C; 55-300-55-0; $R_{\sigma} = -1$ <p>Out-of-Phase - TMF</p> <ul style="list-style-type: none"> ● 300-950 °C; 65-0-65-0; $R_{\sigma} = -1$ ● 300-950 °C; 65-0-65-300; $R_{\sigma} = -1$ ● 300-1050 °C; 65-0-65-0; $R_{\sigma} = -1$
--	---

Bild 8-37: Symbollegende zur Kennzeichnung von Lastzyklusformen der Validierungsversuche an C1023, wie verwendet in den Bildern **Bild 8-38**, **Bild 8-39** und **Bild 8-40**

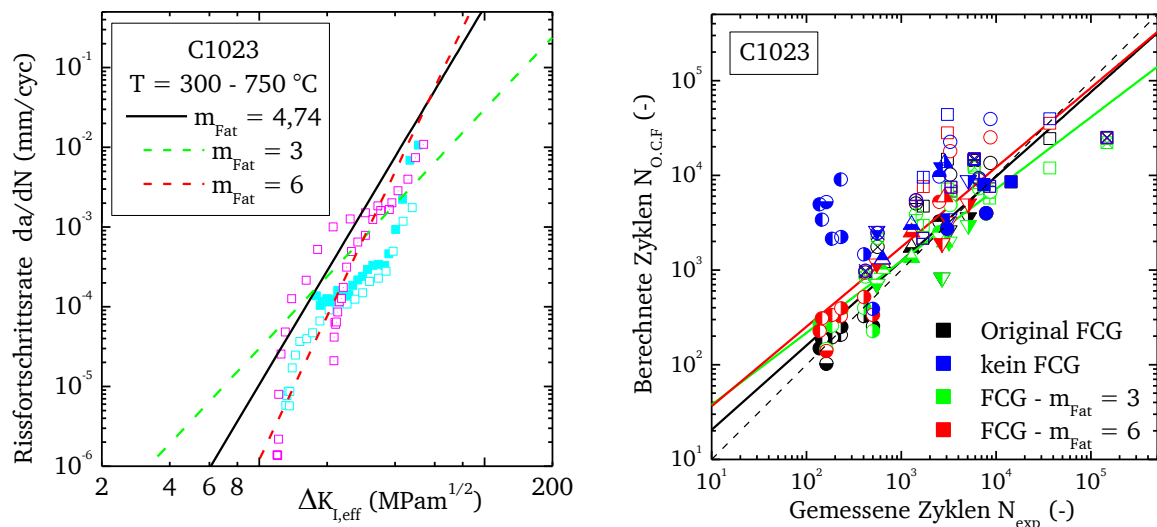


Bild 8-38: Einfluss der Anpassung des Ermüdungsrissfortschrittsterms auf das Gesamtergebnis der Validierungsversuche an C1023; **links:** Variierung der Anpassung, **rechts:** Modellvorhersage der Endrisslänge für verschiedene Ermüdungsrissparameter

Tabelle 8-4: Parameter der Normalverteilung von $\ln(N_{O,C,F}/N_{\text{exp}})$ für C1023-Versuche bei Variierung der Anpassung des Ermüdungsrissfortschrittsterms

m_{Fat}	μ	s	W_s	A	B	\bar{R}^2
4,74	0,154	0,708	0,979	0,42	0,89	0,82
3	0,056	0,688	0,968	0,82	0,76	0,83
6	0,449	0,759	0,98	0,72	0,84	0,79

Die Variation der Anpassungen des Kriechrissfortschrittsgesetzes nach Gleichung 4-5 ist in Bild 8-39 links dargestellt. Ausgehend von der originalen Anpassung wurde m_{Cr} auf 3 und 9 festgesetzt. Um die Versuchsdaten aus Kriechrissversuchen mit diesen Exponenten annähernd abbilden zu können, ist eine Korrektur der Arrhenius-Parameter, der Aktivierungsenergie Q_{Cr} und Proportionalitätsfaktors $A_{Cr,0}$ notwendig. Die Verläufe der Anpassungen unterscheiden sich deutlich voneinander. Trotzdem bleibt der Einfluss der Variation des CCG-Terms verschwindend gering (Bild 8-39 rechts). Selbst bei einer Deaktivierung des Kriechrissfortschritts fallen die meisten Datenpunkte noch mit denen der originalen Anpassung zusammen. Auch die Parameter der Normalverteilungen und der Regressionsgeraden verändern sich nur wenig.

Bei der Beurteilung der Sensitivität anhand der Validierungsversuche an C1023 muss jedoch bedacht werden, dass an diesem Werkstoff im Vergleich zu M247-Varianten relativ wenige CFCG- und IP-TMFCF-Versuche bei hohen Temperaturen durchgeführt wurden. Die Mehrzahl der anisothermen Versuche an Corner-Crack Proben und Lochproben wurden unter OP-TMF-Bedingungen durchgeführt, bei denen Kriechrissausbreitung ohnehin keine Rolle spielt. Tatsächlich reagiert das Modellierungsergebnis von solchen Versuchen an C1023 durchaus sensibel. Eine Deaktivierung des Kriechrissterms führt für CFCG-Versuche bei 950 °C mit 300 s Haltezeit zu einer Erhöhung von $N_{O.C.F.}$ um Faktor drei bis vier. Eine erneute Evaluierung der Sensitivität des CCG-Terms, sollten neue Validierungsergebnisse unter diesen Lastbedingungen vorliegen, wäre daher angebracht.

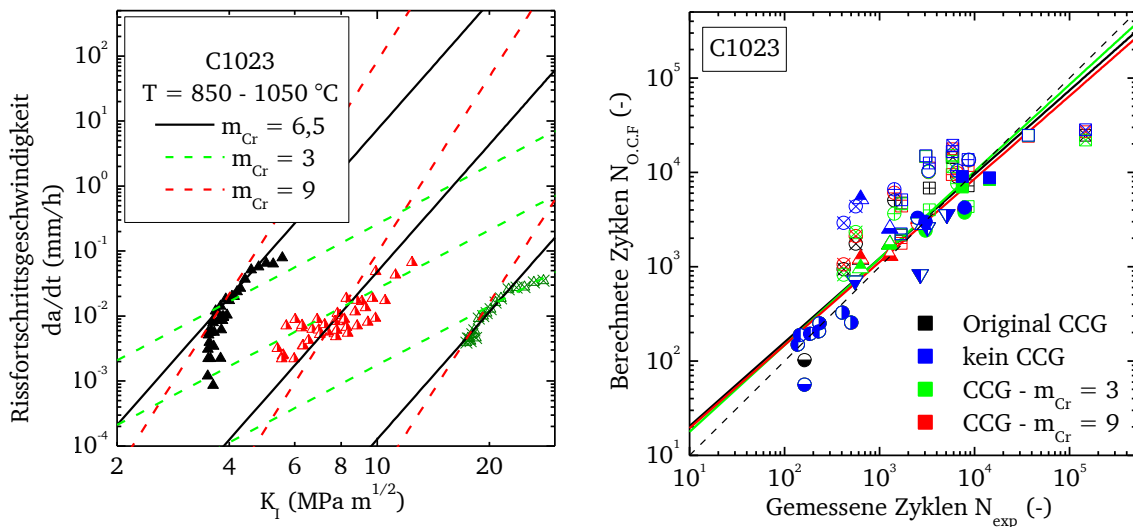


Bild 8-39: Einfluss der Anpassung des Kriechrissterms auf das Gesamtergebn der Validierungsversuche an C1023; **links:** Variierung der Anpassung, **rechts:** Modellvorhersage der Endrisslänge für verschiedene Kriechrissparameter

Tabelle 8-5: Parameter der Normalverteilung von $\ln(N_{O.C.F.}/N_{exp})$ für C1023-Versuche bei Variierung der Anpassung des Kriechrissfortschrittsterms

m_{Cr}	μ	s	W_s	A	B	\bar{R}^2
6,5	0,154	0,708	0,979	0,42	0,89	0,82
3	0,162	0,751	0,974	0,33	0,92	0,80
9	0,073	0,735	0,983	0,41	0,88	0,70

Als drittes wird die Beschreibung des Wachstums der γ' -verarmten Zone, als oxidationsbedingtes Rissfortschrittsinkrement variiert. Ausgehend von der originalen Anpassung von Gleichung 4-2 wurde der Oxidationsexponent m_γ auf 2 und 4 festgelegt. Dies zieht ebenfalls eine Anpassung der Arrhenius-Parameter nach sich, um die Datenbasis angemessen beschreiben zu können. An dieser Stelle sei daran erinnert, dass die Annahme von $m_\gamma=2$ gleichbedeutend ist mit einem rein diffusionsgesteuerten Wachstum, nach der Grundlage der Fick'schen Diffusionsgesetze. Die Anpassungen sind in Bild 8-40 links dargestellt.

Im Gegensatz zu den FCG- und CCG-Verhalten hat die Variation des Oxidationsterms, wie in Bild 8-40 rechts zu sehen, einen erheblichen Einfluss auf das Gesamtergebn der Modellierung. Dieser Einfluss nimmt mit steigender experimenteller Lastzyklenzahl, sprich geringeren mechanischen Belastungen zu. Eine Deaktivierung des Oxidationsterms führt dazu, dass die Mehrzahl der Versuche nicht mehr sinnvoll nachgerechnet werden können.

Der Vergleich der Parameter aus Normalverteilungs- und Regressionsanalyse der Anpassungsvarianten zeigt erstaunlicherweise, dass die Annahme von rein diffusionsgesteuerter γ' -Verarmung zur schlechtesten Vorhersage der drei Varianten führt. Zwar ist der Achsenabschnitt fast genau 0, der Mittelwert der Verteilung liegt aber deutlich auf der nicht-konservativen Seite und die Streubreite ist wesentlich höher als bei der Annahme eines transienten Oxidationsvorgangs mit einem m_γ größer als 2.

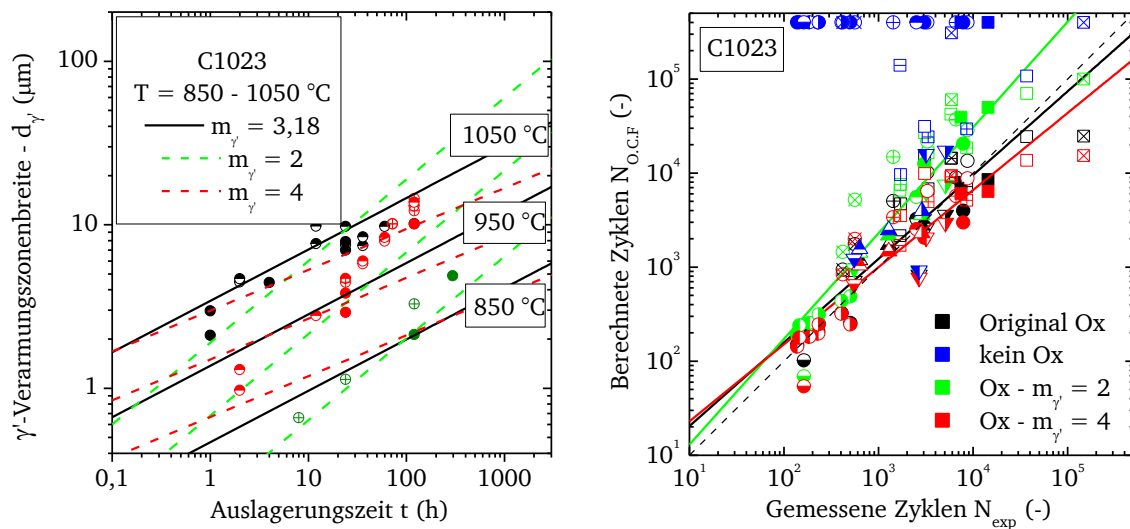


Bild 8-40: Einfluss der Anpassung des Oxidationsterms auf das Gesamtergebn der Validierungsversuche an C1023; **links:** Variierung der Anpassung, **rechts:** Modellvorhersage der Endrisslänge für verschiedene Oxidationsparameter

Tabelle 8-6: Parameter der Normalverteilung von $\ln(N_{O.C.F.}/N_{exp})$ für C1023-Versuche bei Variierung der Anpassung des γ' -Verarmungszonenwachstums

m_γ	μ	s	W_s	A	B	\bar{R}^2
3,18	0,154	0,708	0,979	0,42	0,89	0,82
2	0,897	0,869	0,969	-0,01	1,12	0,82
4	-0,093	0,725	0,980	0,54	0,82	0,80

Die Variation der Anpassung einzelner Rissfortschrittsterme im O.C.F.-Modell führt nur zu geringfügigen Änderungen, solange der Wertebereich der Datenbasis zur Parameterkalibrierung sinnvoll beschrieben wird und die Belastungen in Validierungsversuchen abdeckt. Im Fall von C1023 hat der Kriechrissfortschrittsterm den geringsten Einfluss auf das Modellierungsergebnis. Dabei ist zu beachten, dass in dieser Datenbasis nur eine geringe Anzahl von CFCG- und IP-TMFCG-Experimenten mit Zughaltezeiten bei hoher Temperatur enthalten sind. Der Oxidationsterm hat den größten Einfluss auf das Gesamtergebnis. Eine Deaktivierung führt dazu, dass die Mehrheit der Experimente nicht mehr abgebildet werden kann.

8.4 Diskussion der Modellhypothesen und Anwendungsgrenzen

Während der Vorstellung der Ergebnisse zur Modellkalibrierung und Validierung wurde immer wieder auf die Bedeutung der beobachteten Resultate im Hinblick auf die Anforderungen an das Rissfortschrittsmodell, die Modellhypothesen und Einschränkungen bei der Anwendbarkeit des Modells hingewiesen. In diesem Abschnitt sollen die letzten beiden Aspekte zusammengefasst dargelegt werden. Folgende Hypothesen wurden im Rahmen der Modellbildung (Abschnitt 4.3) aufgestellt:

H1 Der Gesamtrissfortschritt unter anisothermen, zeitabhängigen Bedingungen resultiert aus den einzelnen Beiträgen aus Oxidation, Kriechrissfortschritt und Ermüdungsrissfortschritt.

Im Rahmen der Modellvalidierung wurden für zwei Versuchswerkstoffe gezeigt, dass sich die Rissfortschrittsraten unter Kriechermüdungs- und TMF-Bedingungen mit und ohne Haltezeiten durch das linear akkumulative O.C.F.-Modell im Rahmen der erwarteten Messwertstreuung vorhersagen lassen. Die Modellvorhersage zum maßgeblichen Rissausbreitungsmechanismus ließ sich mit Ergebnissen der fraktographischen Untersuchungen in Verbindung bringen. Durch diese empirische Argumentation lässt sich die Hypothese nicht endgültig beweisen, sie bewährt sich jedoch für eine hohe Bandbreite möglicher praxisrelevanter Belastungsszenarien.

H2 Eine anisotherme, zyklische Belastung mit Haltezeiten kann durch Zerlegung des Lastzyklus in Inkremente in gleicher Weise wie isotherme Lastfälle beschrieben werden.

Sowohl isotherme als auch OP-TMF- und IP-TMF-Lastfälle mit Haltezeiten werden durch die verwendete Zykluszerlegung einheitlich bewertet. Die resultierenden Rissfortschrittsraten werden unter dehnungskontrollierten Bedingungen jedoch deutlich von dem veränderlichen Spannungsverhältnis beeinflusst. Für eine korrekte Abbildung der Versuchsergebnisse muss dies berücksichtigt werden.

H3 Oxidation führt zu einer Entfestigung des Materials direkt an der Rissspitze durch die Auflösung von Ausscheidungsteilchen. Der Bereich wird als zusätzliche Risslänge betrachtet.

Durch Nano-Indentierung in γ -verarmten Zonen der Versuchswerkstoffe konnte ein deutlicher Härteverlust in diesem Bereich gezeigt werden, weshalb diese Hypothese in Bezug auf die betrachteten Legierungen zunächst nicht abgelehnt wurde. Mit der lastunabhängigen Formulierung des Oxidationsterms im O.C.F.-Modell, entsteht ab dem ersten Lastzyklus ein endlich-großes Rissfortschrittsinkrement. Durch die Addition dieses Inkrements zu den mechanischen Rissfortschrittstermen kann der Effekt der Temperatur auf das Rissfortschrittsverhalten an Luft abgebildet werden. Bei geringen Zuglasten führt diese Annahme

möglicherweise zu einer konservativen Vorhersage der Risslänge. Der direkte Nachweis für die Gültigkeit dieser Hypothese durch Vakuumversuche muss noch erfolgen.

H4 Kriechrissfortschritt findet entlang von Grenzflächen im Bereich der Prozesszone vor der Risspitze, unter Abschluss von Sauerstoff, statt. Das Verhalten folgt der Theorie zum Kleinbereichskriechen nach Hui und Riedel.

Die Bewertung von Messungen zum Kriechrissfortschritt, sowohl mit dem dimensionslosen Parameter λ als auch durch eine Regressionsanalyse belegen, dass der linear-elastische Spannungsintensitätsfaktor K_I als bruchmechanischer Parameter zur Beschreibung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit in den untersuchten Werkstoffen besser geeignet ist als z.B. der Parameter C^* . Im Rahmen der Modellvalidierung wurden unter Kriech-Ermüdungsbedingungen Beispiele für interkristallines Risswachstum ohne Anzeichen eines Oxidationseinflusses gefunden.

H5 Das Ermüdungsrissverhalten von Nickeltgusslegierungen ist prinzipiell unabhängig von Zeit- und Temperatur. Die Rissfortschrittsbeschleunigung bei höheren Temperaturen kann durch das Auftreten von Oxidation und Kriechrissausbreitung beschrieben werden.

Diese Hypothese ist eng mit H3 verknüpft. Auch hier wären zum direkten Beweis der Hypothese Untersuchungen unter Ausschluss von Oxidation notwendig. Bei Temperaturen unterhalb einer gewissen Schwelle liefern Oxidation und Kriechrissausbreitung jedoch nur verschwindend geringe Beiträge. In diesem Temperaturbereich (für C1023 bis 750 °C, für M-247-Legierungen bis 850 °C) kann aufgrund der Messwertstreuung kein signifikanter Einfluss der Temperatur gemessen werden, weshalb die Hypothese bestehen bleibt.

H6 Die entstehenden plastischen Zonen an Risspitzen sind klein gegenüber relevanten Abmessungen wie Risslänge, Ligament und mittlerer Korngröße.

Im Vergleich mit Risslänge und Ligament bewegen sich die aus Versuchsdaten abgeschätzten plastischen Zonen am Rand der Gültigkeitskriterien für die linear-elastische Bruchmechanik. In jedem Fall ist diese jedoch deutlich geringer als die mittlere Korngröße in den untersuchten grobkörnigen Nickeltgusslegierungen. Die Kornstruktur im Nahfeld einer Risspitze sollte daher einen deutlichen Einfluss auf das Verformungsverhalten besitzen. Daraus ergibt sich die umgekehrte Fragestellung, ob eine Anwendung von elastisch-plastischen Bruchmechanikparametern, die isotropes Materialverhalten voraussetzen gültig ist.

H7 Zwischen den einzelnen Beiträgen werden keine quantitativen Interaktionen berücksichtigt.

Diese Modellhypothese hat sich insofern bewährt, als dass die linear-akkumulative Rissfortschrittsmodellierung von Komplexbeanspruchungen die gleiche Genauigkeit besitzt, wie isotherme Ermüdungsrissversuche aus der Modellkalibrierung. Eine Steigerung der Modellgenauigkeit durch Interaktionsterme ist daher unwahrscheinlich. An dieser Stelle sei noch einmal darauf hingewiesen, dass zwischen dem Rissfortschritt durch Bildung einer γ' -verarmten Zone und dem Ermüdungsrissfortschritt ein kausaler Zusammenhang besteht. Es gibt jedoch keine quantitative Beeinflussung zwischen den einzelnen Modellbeiträgen.

Aus der Diskussion der Hypothesen und der zentralen Bedeutung der γ' -verarmten Zone offenbart sich eine fundamentale Anwendungsgrenze des O.C.F.-Modells. Befindet sich die mechanische Belastung im niedrigem Bereich, nahe des Schwellenwerts für

Ermüdungsrisswachstum, führt der lastunabhängig formulierte Oxidationsbeitrag zu einer systematischen Überschätzung der Rissfortschrittsrate. Ein naheliegender Ansatz zur Behebung dieser Konservativität wäre es, den Oxidationsterm um eine Schwellenwertfunktion, basierend auf einer kritischen mechanischen Dehnung oder Spannung zu erweitern. Um einen solchen Zusatz abgesichert aufstellen zu können, müsste der Risswiderstand des γ' -verarmten Bereichs experimentell gemessen werden. Alternativ könnte eine Bestimmung der intrinsischen FCG-Schwellenwerte bei Hochtemperatur mit und ohne Oxidationseinfluss zu diesem Ziel führen. Bislang stehen jedoch keine solchen Untersuchungen zu diesen Kennwerten an grobkörnigen Nickellegierungen zur Verfügung.

Der Einfluss des Schwellenwertverhaltens könnte von noch höherer Bedeutung sein, wenn das Risswachstum unter Lastzyklen mit hochfrequenten Überlagerungen in den Haltezeiten bewertet werden soll. Beim An- und Abfahren von Gasturbinen durchlaufen rotierende Komponenten mehrere Resonanzen, die zu einer HCF-Belastung führen. Eine sichere Auslegung gegen Risswachstum in diesen Phasen ist für die Betriebssicherheit der Komponenten unbedingt notwendig. In der gegenwärtigen Formulierung wird nur die größte Spannungsschwingweite $\Delta\sigma$ ($\sigma_{\max} - \sigma_{\min}$) berücksichtigt. Für eine Bewertung von kombinierten LCF-HCF-Lastzyklen mit dem O.C.F.-Modell muss dieses erweitert werden, um auch Zwischenentlastungen mit zu erfassen. Dabei muss bewertet werden, ob diese tatsächlich zu einem Rissfortschritt führen oder unterhalb des oben diskutierten Schwellenwerts liegen.

Bei der Modellerstellung wurden Oxidation und Kriechrisswachstum über den gesamten Temperaturbereich mit einem konstanten Exponenten beschrieben. Damit verbunden ist die Voraussetzung, dass sich die zu Grunde liegenden Mechanismen im untersuchten Temperaturbereich nicht ändern. Aufgrund der guten Abbildung der Kalibrierdaten ist diese Annahme gerechtfertigt. Bei einer Extrapolation zu höheren Temperaturen sollte jedoch mit einem Mechanismenwechsel gerechnet werden. Für eine entsprechende Erweiterung des Modells müssen zunächst Auslagerungsexperimente zur Parameterkalibrierung im Temperaturbereich über 1050 °C durchgeführt werden.

Vorerst bleibt die Anwendung des O.C.F.-Modells auf γ' -ausscheidungsgehärtete Nickelgusslegierungen beschränkt. Die untersuchten Werkstoffe zeichnen sich durch eine Korngröße von über 2 mm, eine hohe Streckgrenze bis 850 °C und eine für Metallwerkstoffe relativ geringe Verformbarkeit aus. Diese Kombination ist maßgeblich dafür verantwortlich, dass das Kriech- und Ermüdungsrissverhalten erfolgreich mit linear-elastischer Bruchmechanik beschrieben werden konnte. Für eine Übertragung auf andere Legierungstypen, müssten zunächst die Auswirkungen von Oxidation, Kriechen und Ermüdung auf das Schädigungsverhalten in den Materialien von Interesse untersucht werden. Bei Werkstoffen, die leichter plastisch verformbar sind, ist die Anwendung der elastisch-plastischen Bruchmechanik mit dem J-Integral bzw. elastisch-viskoplastischen Bruchmechanik mit den Parameter C^* beizubehalten.

9 Umsetzung des Rechenmodells zur Bauteilbewertung mit FEM-Software

9.1 Das Software Modul *OCFPy*

Zur Durchführung von Rissfortschrittsberechnungen zur Modellvalidierung wurde die O.C.F.-Methode als Python-basiertes Skript implementiert. Der Ablauf des Berechnungsprogramms ist in Bild 9-1 dargestellt. Zur Initialisierung werden Angaben zu Material, Rissgeometrie und der Startrisslänge a_0 benötigt. Außerdem ist eine zweckmäßige Schrittweite (Rissverlängerung Δa) anzugeben, bei der die Berechnungswerte zwischengespeichert werden sollen. Das Ende der Rissfortschrittsberechnung wird durch ein freiwählbares Abbruchkriterium in Form einer Risslänge a_{\max} und/oder Zyklenzahl N_{\max} , sowie durch die Gültigkeit der Formfunktion Y bestimmt.

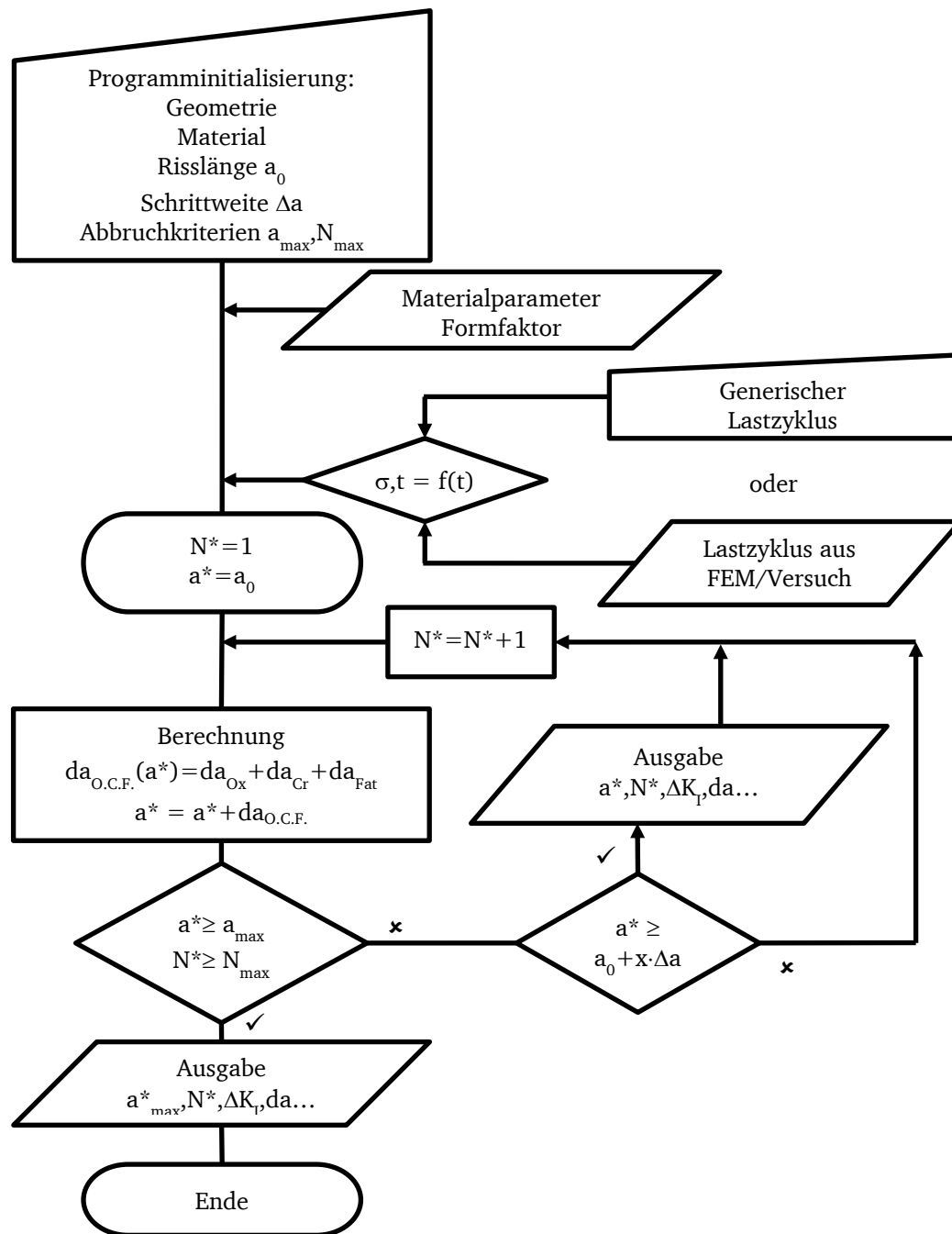


Bild 9-1: Programmablaufplan zur Rissfortschrittsberechnung mit *OCFPy*

Zur dem ausgewähltem Material muss ein validierter Satz von O.C.F.-Parametern vorhanden sein. Soll Kleinbereichsfließen berücksichtigt werden, muss die Parameterdatei um Messwerte für die Streckgrenze bei verschiedenen Temperaturen erweitert werden (siehe Abschnitt 7.4). Weiterhin notwendig ist die Einbindung einer Funktion zur Beschreibung der Riss- und Bauteilgeometrie. In der hier dokumentierten Skriptversion wurden die in Abschnitt 2.1.1.1 darstellten analytischen Formfunktionen für die verwendeten Probengeometrien, sowie einige häufig verwendete Ersatzgeometrien und Standard-Proben der Bruchmechanik implementiert. Zur Modellvorhersage für einen Lastfall wird der Temperatur-Last-Verlauf als Funktion der Zykluszeit benötigt. Dieser wird als Tabelle aus Versuchsdaten bzw. FEM-Berechnungen oder einem idealisierten Zyklus mit frei wählbarer Inkrementierung entnommen.

Nach jedem durchlaufenen Lastzyklus wird das Gesamtrissfortschrittsinkrement $da_{O.C.F.}$ gemäß den Gleichungen in Abschnitt 4 berechnet und zur laufenden Risslänge a^* hinzugefügt. Die zuvor festgelegten Kriterien a_{max} , N_{max} und Δa werden überprüft und die neue Gesamtrisslänge zurückgegeben. Die Ausgabe der Modellberechnung erfolgt in einer Ausgabedatei. Zur Berücksichtigung des Lastabfalls in dehnungsgeregelten Belastungen werden mehrere Lastzyklusdateien im Vorhinein erstellt und nacheinander zur Berechnung aufgerufen.

9.2 Kompatibilität zu ABAQUS

Neuere Versionen kommerzieller Finite-Element (FE) Programme können konstitutive Materialmodelle zur exakten Abbildung des anisothermen und zeitabhängigen Verformungsverhalten verwenden und beinhalten Routinen zur Berechnung des Spannungsintensitätsfaktor bzw. des J-Intergrals an einer Rissspitze. Zur Ableitung einer Rissfortschrittsrate unter TMF-Bedingung ist jedoch eine Nachauswertung der FE-Daten erforderlich. Von einer möglichst exakten Abbildung des zyklischen Verformungsverhaltens, insbesondere der Entwicklung des Spannungsverhältnisses, profitiert auch die Rissfortschrittsberechnung mit dem O.C.F.-Modell. Die in dieser Arbeit vorgestellte Variante der O.C.F.-Methode kann direkt mit der K_I -Lösung aus FE-Modellierungen verwendet werden. Dabei entfällt die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors aus einer mechanischen Spannung. Voraussetzung ist jedoch, dass K_I als Funktion der Zykluszeit vorliegt. Die Verwendung von elastisch-plastischen bruchmechanischen Parametern wie J-Integral oder C^* ist zwar denkbar, führt aber wie in Abschnitt 7 gezeigt nicht unbedingt zu einer Verbesserung der Vorhersage. Die Rückführung der Rissbewertung im O.C.F.-Modell auf tabellierte Lösungen von Geometriefaktoren erlaubt auch die Verwendung von rudimentären zyklischen Verformungsgesetzen, wie z.B. einem bilinearen Materialmodell oder einer Ramberg-Osgood-Anpassung. Durch die Verbindung einer FE-Verformungsanalyse mit einer analytischen Rissfortschrittsvorhersage mit dem O.C.F.-Modell kann eine Abschätzung der Lastzyklenzahl bis zum Erreichen einer bestimmten Risslänge mit reduzierter Berechnungsdauer erfolgen. Ein mögliches Ablaufschema für die kombinierte Nutzung beider Methoden umfasst:

- I. Erstellung eines Finite-Element Modells mit einer segmentierten Vernetzung in der postulierten Rissfortschrittsebene
- II. Berechnung der mechanischen Spannungen im Modus I-Lastrichtung als Funktion von Zykluszeit und Temperatur
- III. Übergabe des Modellierungsergebnis als Zyklusinformation ($\sigma, T=f(t)$) für *OCFPy*
- IV. Berechnung der Lastzyklenzahl bis zum Rissfortschritt in der Segmentgröße mit dem O.C.F.-Modell auf Basis der analytischen K_I -Geometrielösung
- V. Lösen den Knoten im nächsten Segment in der Rissfortschrittsebene (Rissfortschritt)
- VI. Iteration ab Schritt II

9.3 Berechnung von Anrisslebensdauer $N_{A,1mm}$ mit *ABAQUS + OCFPy*

Zur Demonstration der vorgeschlagenen Methode, wird in einem Fallbeispiel versucht, die Zyklenzahl für 1 mm Anrisslänge ($N_{A,1mm}$) unter TMF-Bedingungen rein auf der Basis von Simulationsergebnissen vorherzusagen. Dazu wurde zunächst ein Achtel-Modell der Prüfzone einer Lochprobe Typ 1 erstellt (Bild 9-2). In der Symmetrie- und Rissfortschrittsebene wurde eine Kontaktfläche definiert, um eine Durchdringung der Rissflanken unter Druck zu verhindern. Zusätzlich wurde die Rissfortschrittsebene in 0,1 mm weite, parallele Sektionen entlang der Rissausbreitungsrichtung eingeteilt.

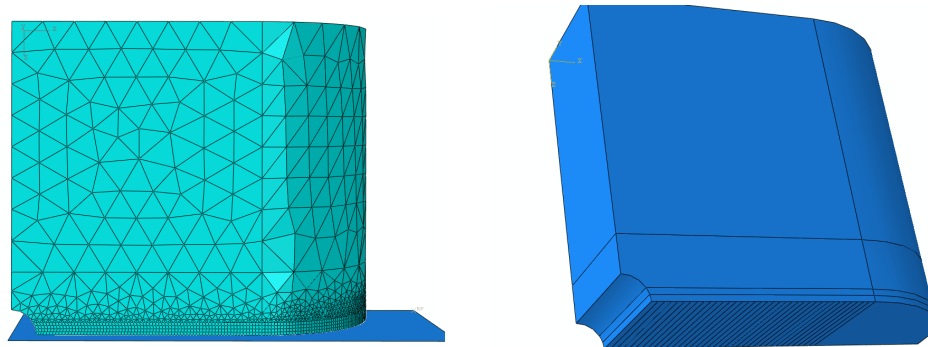


Bild 9-2: Achtel-Modell der Prüfzone einer Lochprobe Typ 1 mit Kontaktfläche und 0,1 mm-Sektionen in der Rissfortschrittsebene

Die Belastung des Modells erfolgt dehnungsgeregelt über eine Verschiebungsrandbedingung der oberen Prüfbereichsfläche in axialer Richtung. Die Temperatur wird als Skalarfeld auf die Knotenpunkte aufgeprägt. Es findet somit keine Modellierung des Wärmetransfers oder der thermischen Ausdehnung in der Probe statt und zu jedem Zeitpunkt wird eine gleichmäßige Verteilung der Temperatur angenommen. Die zeitliche Änderung von mechanischer Dehnung wird über eine tabellarische Wellenfunktion gesteuert. Als Materialmodell werden die Parameter einer temperaturabhängigen Ramberg-Osgood-Anpassung für Mar-M 247 CC HIP aus [4] importiert (siehe Tabelle 9-1). Zeitabhängiges Verformungsverhalten wird in dieser Fallstudie vernachlässigt.

Tabelle 9-1: Ramberg-Osgood Parameter für M-247-Legierungen aus [4]

T (°C)	Mar-M247 CC (HIP) & CM-247 LC		
	E (MPa)	σ_{cy} (MPa)	n'
RT	198996	1661	0,15185
300 °C	198242	1999	0,25018
750 °C	173678	1819	0,23434
850 °C	141970	1309	0,31983
950 °C	158747	842	0,26318
1050 °C	141556	471,5	0,26590

Als Lastzyklus zur Demonstration wurden TMF-Dreieckszyklen der Form 65-0-65-0, sowohl In-Phase als auch Out-of-Phase, mit einer Temperaturschwingweite von 300 °C bis 950 °C und einem Dehnungsverhältnis von $R_\epsilon = -1$ ausgewählt. Der Grund hierfür ist die Doppelbelegung von Validierungsversuchen an Mar-M 247 CC HIP mit diesem Lastzyklus und einer

Dehnschwingweite von $\Delta\varepsilon = 0,44\%$ für beide Phasenverschiebungen. Das Simulationsergebnis kann so gut mit experimentellen Messwerten verglichen werden.

Das Vorgehen bei der Simulation des Anrisses bei einem Lasthorizont entspricht dem in Abschnitt 9.2 vorgestellten Schema. Zunächst werden aus dem Modell die resultierenden mechanischen Spannungen in axialer Richtung ohne Riss ($a = 0$) berechnet und ausgegeben. Anschließend wird die Symmetrierandbedingung in der Rissfortschrittsebene sukzessiv entlang der parallelen Sektionen aufgehoben. Diese entsprechen jeweils einem Rissfortschrittsinkrement von $\Delta a = 0,1 \text{ mm}$. Für jede Risslänge bis $a = 1 \text{ mm}$ werden Spannung und Temperatur mit ABAQUS als Funktion der Zykluszeit berechnet und anschließend in jeweils eine OCFPy-Zyklusdatei überführt. Mit der automatisierten OCFPy-Version werden diese nacheinander aufgerufen und die Zyklenzahl bis zum Erreichen eines Rissfortschrittsinkrements von $0,1 \text{ mm}$ errechnet. Somit wird der Steifigkeitsverlust der Probe mit zunehmender Risslänge unter Dehnungskontrolle mit berücksichtigt. Die Anrisslastwechselzahl $N_{A,1\text{mm}}$ berechnet sich dann aus der Summation der inkrementellen Berechnung. In diesem Fallbeispiel werden drei Lasthorizonte ($\Delta\varepsilon_{\text{mech}} = 0,3\%, 0,44\%$ und $0,6\%$) jeweils unter IP- und OP-TMF-Bedingungen untersucht. Eine solche Anwendung des O.C.F.-Modells ist von besonderem praktischem Interesse, da so synthetisch Anrisskennlinien für anisotherme Lastfälle generiert werden können. Das prinzipielle Vorgehen ist in Bild 9-3 skizziert. Eine vergleichbare experimentelle Erhebung mit entsprechendem Versuchsplan ist zeit- und kostenintensiv. Bei einer geringen Belegung der Lasthorizonte besteht zudem die Gefahr, dass man bei der Bewertung Streueffekten aufsitzt. Der experimentelle Aufwand für eine punktuelle Validierung von synthetischen Anrisskennlinien wäre wesentlich geringer.

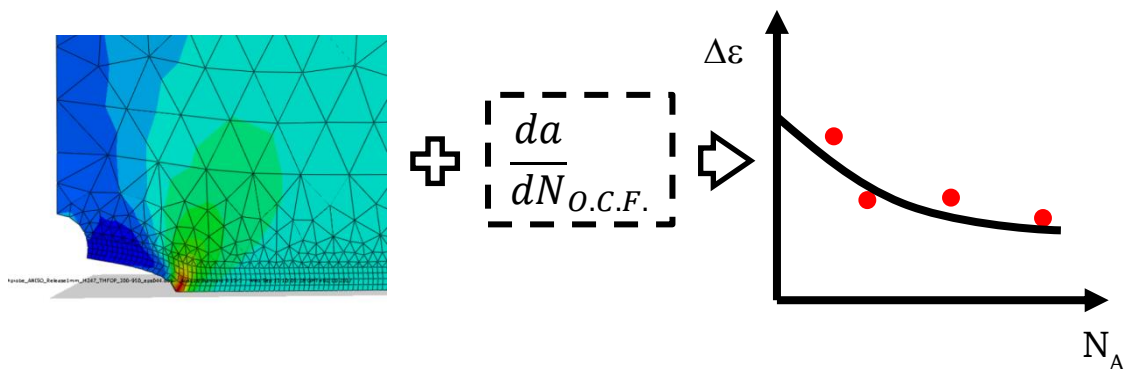


Bild 9-3: Skizze zur Erstellung einer synthetischen Anrisskennlinie basierend auf FE-Berechnungen und O.C.F.-Modellergebnissen

Für den Lasthorizont der Validierungsversuche ($\Delta\varepsilon = 0,44\%$) ergibt sich aus der Ramberg-Osgood-Modellierung sowohl für IP- als auch OP-TMF-Fall eine Spannungsschwingweite von $\Delta\sigma = 736 \text{ MPa}$. Unter OP-TMF wird eine Zugmittelspannung und ein Spannungsverhältnis von $R_\sigma = -0,75$ vorhergesagt. Bei IP-TMF stellen sich Druckmittelspannungen ein ($R_\sigma = -1,4$). Die Spannungsspitzenwerte der Modellierung werden in Bild 9-4 mit experimentellen Verläufen verglichen. Die Spannungsschwingweite wird für beide Fälle annähernd gut wiedergegeben und bleibt über den Versuchsverlauf weitgehend konstant. Die modellierten Spannungsverhältnisse sind aber nur für die ersten Lastzyklen repräsentativ. Danach bewegt sich R_σ in beiden Fällen in Richtung der bereits vorgestellten charakteristischen Werte für die verschiedenen Phasenverschiebungen, zwischen $-0,3$ und $-0,4$ für OP-TMF und zwischen -2 und -4 für IP-TMF. Um den Effekt dieser Entwicklung in der Lebensdauervorhersage mit zu

berücksichtigen wurden Rissfortschrittsmodellierungen jeweils für das modellierte R_σ und einen mittleren Wert aus dem Versuch durchgeführt.

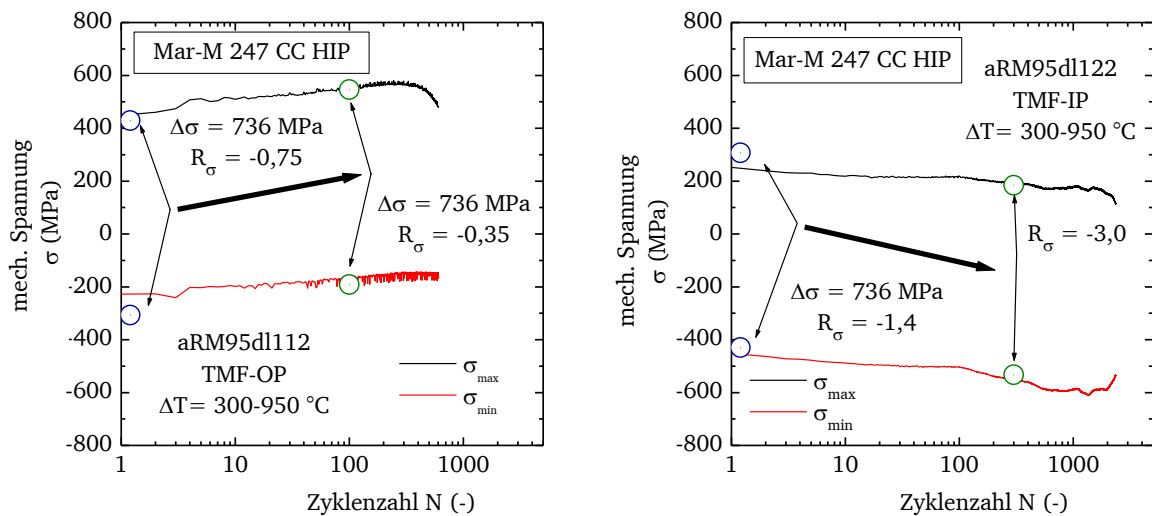


Bild 9-4: Spannungsspitzenwerte aus Ramberg-Osgood-Berechnungen im Vergleich mit Ergebnissen aus TMF-Versuchen an Lochproben Typ 1 aus Mar-M 247CC HIP; **links:** für OP-TMF-Bedingungen, **rechts:** für IP-TMF-Bedingungen

In Bild 9-5 sind die berechneten Anrisslebensdauern für beide TMF-Lastfälle in Abhängigkeit der Dehnamplitude (halbe Dehnschwingbreite) dargestellt. Aus den modellierten Datenpunkten wurden mittels Regressionsverfahren Anrisskennlinien erstellt. Unter OP-TMF-Belastung führt die Nichtberücksichtigung der Mittelspannungsverschiebung zu einer deutlich nicht-konservativen Lebensdauervorhersage (Bild 9-5 links). Mit der Verschiebung des Spannungszyklus auf $R_\sigma = -0,35$ werden die Anrisszyklenzahlen aus den Validierungsversuchen bei $\Delta\varepsilon = 0,44$ % annähernd genau wiedergegeben. Im IP-TMF-Fall liegen die experimentell ermittelten Werte zwischen den Simulationen für $R_\sigma = -1,4$ und -3 (Bild 9-5 rechts). Im Lasthorizont der Validierungsversuche unterscheiden sich diese jedoch nur unwesentlich. Das niedrigere Spannungsverhältnis führt erst bei höheren Dehnschwingbreiten zu einer deutlichen Lebensdauerreduktion.

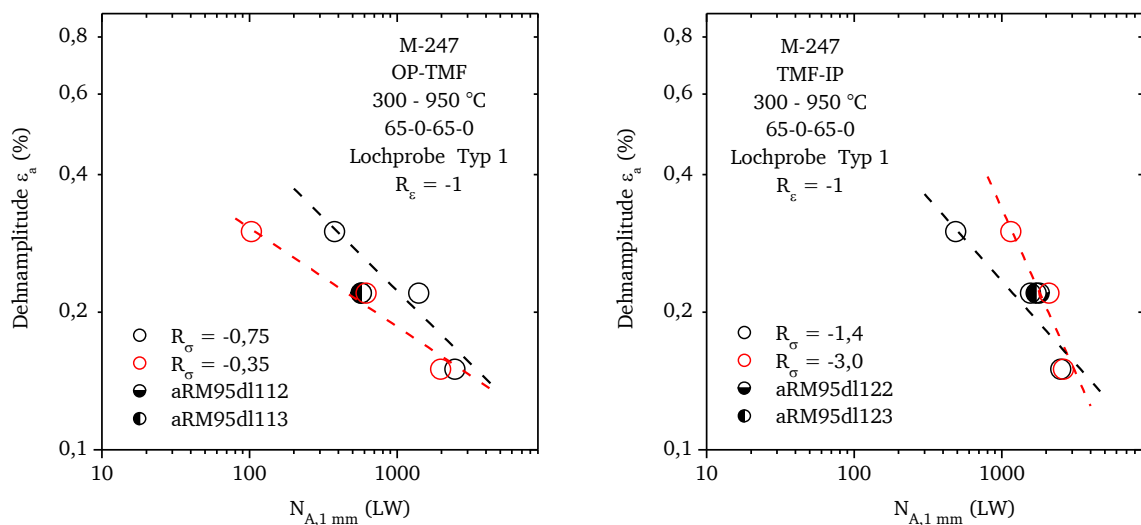


Bild 9-5: Synthetische Dehnwechsel-Anrisskennlinie für 1 mm-Anrisslänge in Lochproben Typ 1 aus Ramberg-Osgood- und O.C.F.-Berechnungen

Bei genauer Betrachtung der Modellierungsergebnisse fällt auf, dass die vorhergesagten Lebensdauern mit abnehmender Dehnschwingbreite nicht so stark ansteigen wie erwartet. Der Grund hierfür liegt in der Formulierung des O.C.F.-Modells. Selbst bei verschwindend geringer mechanischer Belastung, wird durch den Oxidationsterm eine endliche Rissfortschrittsrate vorhergesagt. Dadurch bleibt die maximal zu erwartende Lebensdauer auf 10^4 - 10^5 Schwingspiele (LCF-Bereich) limitiert. Dies entspricht nicht der experimentellen Beobachtung. Selbst bei hohen Temperaturen kann bei niedrigen Spannungsamplituden eine versagensfreie Grenzschwingspielzahl im Bereich größer als 10^5 (HCF-Bereich) erreicht werden. Bislang existieren keine Untersuchungen zum Schwellenwertverhalten unter TMF-Bedingungen oder bei Auftreten einer γ' -verarmten Zone durch Oxidation. Wie bereits im Rahmen der Modellvalidierung diskutiert, würde eine Beschreibung dieses Verhaltens die Konservativität des Modells bei geringen Lasten deutlich reduzieren.

In Lochproben Typ 1 erfolgt die Rissinitiierung erfahrungsgemäß relativ rasch, was mit der Amplitude der Spannungsüberhöhung an den Bohrungsrändern zusammenhängt. Wie durch die Validierung des Modells gezeigt wurde, gibt das Modell diesen ersten Kurzrisswachstumsbereich auch ohne Vorgabe eines Anfangsrisses relativ gut wieder. Bei einer Übertragung des Modells auf typische Probengeometrien zur Ermüdungslebensdaueruntersuchung ohne signifikante Kerbstelle, wie z.B. glatte Rundproben, muss eine endliche Ausgangsdefektgröße und eine entstehende Rissgeometrie angenommen werden. In anderen Modellen zur bruchmechanisch basierten Lebensdauervorhersage wird dazu oftmals ein elliptischer Anriss ausgehend von der Oberfläche angenommen [105]. Die Ausgangsdefektgröße orientiert sich typischerweise an der Größe von metallurgischen Fehlstellen wie Einschlüssen, Poren oder Karbiden.

Eine weitere entscheidende Verbesserung der Vorhersage könnte erreicht werden, indem eine direkte Rückmeldung der Lastzyklenzahl in die FE-Methode erfolgen würde und diese Information benutzt werden kann, um zyklische Effekte wie Ver- bzw. Entfestigung mit zu berücksichtigen.

In diesem Fallbeispiel wurde gezeigt, wie das O.C.F.-Modell in Kombination mit FE-Berechnungen zur bruchmechanisch basierten Lebensdauervorhersage ab dem ersten Lastzyklus genutzt werden kann, ohne dass dafür anisotherme Versuchsdaten benötigt werden. Beispielsweise zur Vorabschätzung der Versuchsdauer eines TMF-Rissfortschritts ist das von großem Wert. Gleichzeitig war dies die sechste noch unbehandelte, an das Modell gestellte Anforderungen (A6). Die in dieser Fallstudie vorgestellte Methode soll dabei lediglich die prinzipielle Machbarkeit und Wege zu einer Verbesserung der Vorhersage aufzeigen.

10 Zusammenfassung und Ausblick

10.1 Zusammenfassung

Das Ziel dieser Arbeit war es, ein zeit- und temperaturabhängiges Rissfortschrittsmodell zur Beschreibung des isothermen Kriechermüdungsrisssfortschritts und des TMF-Rissfortschritts in grobkörnigen Nickelgusslegierungen zu erstellen. Zur Modellerstellung wurde die Methode der linearen Akkumulation isoliert betrachteter Schädigungsmechanismen gewählt. Dabei wurde angenommen, dass die Beiträge aus Oxidation, Kriechriss- und Ermüdungsrisssfortschritt für die Rissausbreitung in Nickelgusslegierungen maßgeblich sind. Weitere mögliche Einflüsse, wie der Einfluss der Kornstruktur oder eine Interaktion zwischen den Rissfortschrittsthermen werden im Modell nicht explizit berücksichtigt. Durch die Validierung des Modells an Versuchsergebnissen mehrerer Gussvarianten unter realistischen Beanspruchungsbedingungen wird jedoch geprüft, ob diese mit abgebildet werden können. Als Studienobjekte standen für diese Arbeit die beiden technisch-relevanten, konventionell vergossenen Nickellegierungen CM-247 LC und C1023 zur Verfügung. Daneben standen weitere Versuchsergebnisse zur Modellerstellung und Validierung aus vorangegangenen Untersuchungen zur Verfügung, unter anderem auch an gerichtet-erstarrten und einkristallinen Gussvarianten des Typs M-247.

Eine Anforderung bei der Modellerstellung war dabei, dass isotherme und TMF-Lastzyklen einheitlich durch das Modell bewertet werden sollen, ohne auf empirisch ermittelte Ersatzgrößen für einzelne Zyklenformen zurückgreifen zu müssen. Dazu wurde eine Methode zur Zykluszerlegung in der Modellrechnung implementiert. Diese erlaubt die Bewertung von isothermen und TMF-Lastzyklen mit und ohne Haltezeiten auf der Basis der Zeit-Last-Temperatur-Information. Weitere Anforderungen an das Modell waren die nachgewiesene Übertragbarkeit auf typische Bauteilgeometrien im Heißgasturbinenbereich und die Fähigkeit, die Form der Rissausbreitung vorhersagen zu können.

Durch den Vergleich von Rissfortschrittsuntersuchungen an Luft und unter Vakuumbedingungen aus der Literatur wird deutlich, dass Ermüdungs- und Kriechermüdungsrisssfortschritt bei hohen Temperaturen durch Oxidation beschleunigt werden. Im Fall von ausscheidungsgehärteten Nickelgusslegierungen führt die Oxidation zur Bildung einer Oxidschicht, vornehmlich bestehend aus Aluminiumoxid und Chromoxiden. Durch die Reaktion dieser wichtigen Legierungselemente entsteht unter der Oberfläche ein an γ' -Ausscheidungen verarmter Bereich. Der hohe Volumenanteil und die Struktur von γ' -Ausscheidungen bestimmen wesentlich die mechanischen Eigenschaften von Nickel-Superlegierungen bei Temperaturen oberhalb von 800 °C. In isothermen und anisothermen Auslagerungsversuchen wurden die Eigenschaften und das Wachstumsverhalten dieser Verarmungsschicht untersucht. Dabei wurden deutliche Konzentrationsgradienten von Legierungselementen und eine Abnahme der Härte von bis zu 50% des Ausgangswerts im Grundmaterial festgestellt. Im O.C.F.-Rissfortschrittsmodell wird dieser mikrostrukturell geschädigte Bereich als zusätzlicher Rissfortschrittsbeitrag betrachtet. Die im Verlauf eines Lastzyklus gebildete Verarmungszone reißt in Folge einer Ent- und Belastung an der Rissspitze auf. In dem nächsten Lastzyklus ist neues Material an der Rissspitze vorhanden und der Verarmungsprozess beginnt von neuem.

Als zweiter zeitabhängiger Rissfortschrittsbeitrag wird Kriechrisssfortschritt betrachtet. Dieser Schädigungsmechanismus basiert auf der Entfestigung von Korngrenzen und anderen inneren

Grenzflächen wie Dendritenarme in Folge von zeitabhängiger Diffusion, Verformung und letztlich Porenbildung unter statischer Last. Im Spannungsfeld eines Defektes führt dies zu interkristallinem Risswachstum entlang der geschädigten Grenzflächen. Zur Modellierung von Kriechrisswachstum wird in der Literatur vielfach der elastisch-viskoplastische Bruchmechanikparameter C^* angewendet. In dieser Arbeit konnte jedoch gezeigt werden, dass im Fall der getesteten Nickelgusswerkstoffe kein stationärer Kriechzustand vor der Risspitze, wie für die Anwendung des Parameters C^* vorausgesetzt, vorliegt. Die unter den angelegten Belastungen sich ausbildende Kriechzone bleibt klein gegenüber der Korngröße und Risslänge. Die Auswertung gängiger Gültigkeitskriterien zeigt, dass der mit dem linear-elastischen Spannungsintensitätsfaktor K_I zur Beschreibung angewendet werden kann. Dies führt zu einer Verringerung der Varianz in der Beschreibung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit. Als Grundlage hierzu dient das Modell zum Kleinbereichskriechen nach Hui und Riedel. Im O.C.F.-Rissfortschrittsmodell tragen nur Zyklusinkremente mit Zugspannungen zum Kriechrissfortschritt bei. Eventuelle Kriechschädigung unter Drucklasten wird vernachlässigt. Die notwendige Beschreibung der Temperaturabhängigkeit ist über einen Arrhenius-Ansatz realisiert.

Die Beschreibung des Ermüdungsanteils am Risswachstum pro Lastzyklus erfolgt im vorgestellten Modell unabhängig von Temperatur- und Zeiteinflüssen. Grundlage für diese Annahme ist, dass bis zu einer gewissen Schwelle der Einfluss der Prüftemperatur nicht gegen die materialinhärente Streuung von Nickelgusswerkstoffen aufgelöst werden kann. Im Modell wird Ermüdungsrissfortschritt mit dem effektiven Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K_{I,eff}$ wiedergegeben. Dieser beinhaltet eine Korrektur hinsichtlich von Riss-schließeffekten auf Basis des Konzepts der Rissöffnungsspannung nach Newman sowie einer empirisch ermittelten Riss-schließfunktion für Legierungen vom Typ M-247. Da bei den untersuchten Temperaturen von bis zu 1050 °C und Zuglasten oberhalb der reduzierten Streckgrenze plastische Verformungen im Bereich der Risspitze nicht auszuschließen sind, wird zusätzlich eine Korrektur der effektiven Risslänge nach dem Prinzip des Kleinbereichsfließen nach Irwin angewendet.

Ein wesentlicher Teil der Arbeiten diente der Validierung des Modells. Dazu wurden Rissfortschrittsuntersuchungen unter isothermen und TMF-Bedingungen, mit und ohne Haltezeiten in Kraft- und Dehnungsregelung durchgeführt. Die gesamte Datenbasis zur Validierung umfasst 85 Experimente, davon 35 an C1023 und 50 an M-247-Gussvarianten. Neben den bereits zur Modellkalibrierung verwendeten bruchmechanischen Corner-Crack-Proben wurden auch bauteilähnliche Probenkörper untersucht, um die Übertragbarkeit des Modells auf typische Rissgeometrien in Gasturbinenkomponenten sicherzustellen. Dazu wurden Flachproben und Hohlproben mit Bohrungen in verschiedenen Winkeln getestet. Im Gegensatz zu Corner-Crack-Proben lag in diesen zu Versuchsbeginn kein Anriss vor, weshalb hier auch eine direkte Vorhersage und Erfassung der Anrisslastwechselzahl möglich war.

Als Ergebnis der Validierung wurde gezeigt, dass mit dem O.C.F.-Modell unabhängig von Probengeometrie, Zyklusform und Temperatur die Rissfortschrittsrate und der Verlauf des Risswachstums unter zeitabhängigen TMF-Bedingungen wiedergegeben werden kann. Durch den Abgleich des Modellierungsergebnis mit in-situ Beobachtungen und metallographischen Methoden konnten die dominierenden Rissausbreitungsmechanismen für verschiedene Lastbedingungen identifiziert werden. Unter dehnungskontrollierter TMF-Belastung wird das Rissfortschrittsverhalten wesentlich durch das sich einstellende Spannungsverhältnis

beeinflusst. Dies wird im Modell durch die Verwendung des effektiven Spannungsintensitätsfaktors weitgehend berücksichtigt. Verändert sich das Spannungsverhältnis über den gesamten Versuchsverlauf hinweg kann die Genauigkeit der Modellierung durch eine iterative Berechnung erhöht werden. Im Bereich der Risseinleitung, bzw. bei niedrigen mechanischen Belastungen kann es zu einer deutlichen Überschätzung des Rissfortschritts durch die Modellrechnung gegenüber dem Experiment kommen. Der Grund hierfür ist die Formulierung des oxidationsbedingten Rissfortschritts als Resultat einer sich bildenden γ' -Verarmungszone. Dieses ist nur durch Zykluszeit und Temperatur bedingt, liefert also ein lastunabhängiges, konstantes Rissfortschrittsinkrement. Daraus resultiert eine meist konservativen Abschätzung der Rissfortschrittsrate im Bereich kurzer Risslängen.

Um die Genauigkeit der Rissfortschrittsvorhersage zu überprüfen, wurde die vom Modell vorhergesagte Lastzyklenzahl bis zu einer bestimmten Risslänge mit der jeweiligen experimentellen Beobachtung verglichen. Im Fall des Werkstoffs C1023 liegen 82%, für M-247-Gussvarianten 78%, der verglichenen Datenpunkte in einem Streuband mit Faktor 3. Dieses entspricht der beobachteten Streuung im isothermen Kriech- und Ermüdungsrissverhalten. In einer Stichprobenanalyse der vorhergesagten Versuchsdauern wurde festgestellt, dass die Abweichungen zwischen Modell und Experiment logarithmisch-normalverteilt sind. Aufgrund dieser Eigenschaft konnten Streuintervallbreiten angegeben werden, die z.B. für eine statistisch abgesicherte Festlegung von Inspektionsintervallen genutzt werden können.

Durch eine Variation der Anpassungen für die einzelnen Rissfortschrittsterme wurde gezeigt, dass die Beschreibung des Oxidationseinflusses den größten Einfluss auf das Gesamtmodellierungsergebnis besitzt. Ursache hierfür ist die Dominanz der Rissausbreitung durch γ' -Verarmung bei niedrigen Lasten, wie oben beschrieben. Im Übrigen ist die Modellvorhersage robust gegen kleine Variationen in der Festlegung der Modellparameter, solange diese in der Lage sind, die Datenbasis zur Kalibrierung angemessen abzubilden.

Zur systematischen Vorhersage des Rissfortschritts in der gesamten Validierungsdatenbasis ist im Rahmen dieser Arbeit das Programm *OCFPy* entstanden. Dieses ermöglicht die Anwendung des O.C.F.-Modells auf der Grundlage des Spannungs- und Temperaturverlaufs über der Zykluszeit aus experimentellen Messungen, aber auch eine Abschätzung des Risswachstums basierend auf fiktiven Lastverläufen oder von Ergebnissen aus FE-Analysen. In Kombination mit der FE-Software *ABAQUS* und einer Ramberg-Osgood-Anpassung für M-247-Legierungen wurden so Anrisskennlinien für die Lebensdauer $N_{A,1mm}$ von Lochproben unter TMF-Belastung ohne Rückgriff auf TMF-Versuchsdaten konstruiert. Die vorhergesagten Lebensdauern liegen nahe an experimentell gemessenen Werten. Auf diesem Weg wurde demonstriert, dass mit dem O.C.F. Modell eine risswachstumsbasierte Lebensdauerbewertung von bauteilähnlichen Strukturen aus Nickelgusslegierungen prinzipiell möglich ist.

10.2 Ausblick

Neben der Validierung für C1023 und M-247-Varianten konnte die Anwendbarkeit der O.C.F.-Methode für den Werkstoff René 80 gezeigt werden [106]. Hier konnten die Ergebnisse aus TMF-Rissfortschrittsversuchen innerhalb eines Streubandes mit Faktor 4 zufriedenstellend beschrieben werden. Das O.C.F.-Modell konnte demnach für drei technisch relevante, grobkörnige Nickeltgusslegierungen kalibriert und validiert werden. Auch der Rissfortschritt in Proben aus gerichtet-erstarrten oder einkristallinen Gussvarianten konnte mit dieser Methode abgeschätzt werden. Dies legt nahe, dass das angewendete Modell die generellen Schädigungsmechanismen in dieser Materialklasse unter typischen Anwendungsbedingungen angemessen wieder gibt und auf weitere Werkstoffe übertragen werden kann.

Ein aktueller Trend in der Werkstoffentwicklung für Hochtemperaturkomponenten ist die breite Einführung von additiven Fertigungsverfahren, insbesondere das selektive Lasersinterverfahren (engl: selective laser melting, SLM). Bei der Herstellung von Bauteilen wie Turbinenschaufeln, Brennkammerkomponenten oder sogenannten „Blisks“ (Scheibe-Schaufelverbindungen, aus engl.: Blade + Disk) erlaubt diese Technik, Kühl- und Leichtbaustrukturen mit höherer Komplexität, Funktionalität und Effizienz als bisher. Der SLM-Prozess führt aufgrund der Vielfalt an Prozessparametern jedoch zu lokal variierenden Mikrostruktur- und Werkstoffeigenschaften. Bislang gibt es noch keine Untersuchungen zum Lebensdauer- oder Rissfortschrittsverhalten von Werkstoffen aus additiver Fertigung unter TMF-Bedingungen. Das O.C.F.-Modell besitzt die Eigenschaft, Werkstoffvarianten mit unterschiedlichen Kornstrukturen aber gleicher chemischer Zusammensetzung bewerten zu können. Im günstigsten Fall können die Modellparameter aus Untersuchung an konventionell hergestellten Varianten für SLM-Werkstoffzustände angewendet werden. Der experimentelle Aufwand würde sich dann auf die Modellvalidierung durch TMF-Versuche beschränken.

Einer der derzeit gehandelten Kandidaten für additive Fertigungsrouen ist der eingehend untersuchte Werkstoff In 718. Für diese und andere technisch relevante Nickellegierungen gibt es in der Literatur eine breite Datenbasis an Rissfortschrittsuntersuchungen. In Abschnitt 2.2.3 wurden Auszüge aus diesen Untersuchungen vorgestellt. Diese umfassen nicht nur das isotherme Ermüdungsrisssverhalten, sondern auch Untersuchungen zum Frequenz- und Oxidationseinfluss, sowie zum TMF-Rissverhalten. Durch die Verwendung von Optimierungsalgorithmen sollte es prinzipiell möglich sein, die O.C.F.-Modell Parameter für diese Legierungen allein aus der Literaturdatenbasis abzuleiten. Auch die Validierung des Modells kann an bereits veröffentlichten Ergebnissen erfolgen. Daneben erlaubt dieser Modellierungsansatz auch die Verwendung von probabilistischen Methoden zur Beurteilung des Risswachstums, der bruchmechanisch-basierten Lebensdauervorhersage und der Messwertstreuung. Entsprechende Arbeiten werden derzeit vorbereitet. Sollte dies erfolgreich sein, kann der Aufwand zur Beschreibung neuer Werkstoffentwicklungen erheblich gesenkt werden.

Die in dieser Arbeit verwendete Modellformulierung ist keineswegs als final anzusehen. Auch wenn die verbleibenden Abweichungen der Validierungsergebnisse im Rahmen des für Nickeltgusslegierungen im typischen Streubereich liegt, sollte es der Anspruch für künftige Forschungsarbeiten sein, die Ursachen dafür besser zu verstehen und in die Rissfortschrittsmodellierung miteinfließen zu lassen. Im Rahmen der Modellvalidierung wurden in diesem Zusammenhang zwei wesentliche noch offene Fragestellungen identifiziert.

Zum einen betrifft dies die noch unvollständige Charakterisierung des Risswiderstands des γ' -verarmten Bereichs in Nickellegierungen bei hohen Temperaturen. Im hier vorgestellten Modellierungsansatz wird dieser als quasi nicht vorhanden angenommen. Damit kann ein großer Teil der Temperaturabhängigkeit des Ermüdungsrissfortschritts abgebildet werden. Der tatsächliche Risswiderstand des verarmten Bereichs und dessen Auswirkung auf das Ermüdungsrissverhalten müssen durch geeignete Versuche unter Vakuumbedingungen untersucht werden.

Die derzeitige Formulierung führt zur Überschätzung des Risswachstums im HCF-Bereich. In diesem Zusammenhang ist auch das Schwellenwertverhalten des Ermüdungsrisswachstums an Luft und im Vakuum zu betrachten. Dies ist Gegenstand von weiterführenden Forschungsarbeiten. Die Erkenntnisse zur Modellierung des Schwellenwerts, bzw. des Kurzrissverhaltens aus diesem Projekt können zur Weiterentwicklung des O.C.F.-Modells genutzt werden, um die Konservativität der Vorhersage im Bereich niedriger Lasten zu reduzieren. Von besonderem Interesse ist diese Erweiterung im Hinblick auf die Bewertung von hochzyklischen Schwingungen mit geringer Amplitude. Diese treten an rotierenden Turbinenkomponenten, wie z.B. Turbinenschaufeln beim Durchlaufen von Resonanzfrequenzen auf und überlagern sich mit den niederzyklischen Lastwechseln aus An- und Abfahren der Maschine. Um die Betriebssicherheit von Turbinen zu gewährleisten, müssen hochzyklische Belastungen bei der Auslegung unbedingt mitberücksichtigt werden.

Die zweite noch offene Fragestellung bei der Rissfortschrittsvorhersage in grobkörnigen Nickelgusslegierungen betrifft die Initiierung von sekundären Rissen, bedingt durch die Mikrostruktur. Gerade unter Lastbedingungen mit hohem Kriechanteil wird, auch in dieser Arbeit immer wieder das Wachstum von Anrissen abseits von geometrischen Kerbstellen beobachtet. In der derzeitigen Bewertung wird die mikrostrukturell bedingte Spannungsüberhöhung zwischen Körnern mit verschiedener Orientierung meist unterschätzt. Dies führt zu nicht-konservativen Risswachstumsvorhersagen. Forschungsarbeiten die sich mit der quantitativen Beschreibung dieses Effekts befassen, befinden sich zum derzeitigen Stand noch in Bearbeitung. Dazu werden mikromechanische Modellierungsansätze mit orts aufgelösten mechanischen und kristallographischen Analysen kombiniert. Angestrebtes Ziel ist eine Abschätzung der zu erwartenden Spannungsüberhöhung innerhalb einer gegebenen Mikrostruktur, und die Validierung durch Erstellen von Ersatzfehlergrößen. Durch die Einführung einer derart geeigneten Beschreibung der Spannungsüberhöhung in das O.C.F.-Modell, können die nicht-konservativen Modellierungsergebnisse nachbewertet werden und so die Streuung der Ergebnisse wird eventuell weiter reduziert.

Anhang A Verformungs- und Lebensdauerverhalten von Nickelgusslegierungen unter TMF-Bedingungen

Bei der Diskussion des TMF-Rissverhaltens unter dehnungskontrollierten Bedingungen, sowohl im Rahmen der Literaturrecherche als auch der Modellvalidierung, wird immer wieder auf die Bedeutung des sich einstellenden Lastverhältnisses hingewiesen. Um dieses bewerten, bzw. abschätzen zu können ist eine Charakterisierung des Verformungs- und Lebensdauerverhaltens unter TMF-Belastung notwendig. Im Rahmen von Forschungsprojekten ([4] und [9]), welche die verwendete Datenbasis lieferten, wurden zahlreiche Erkenntnisse hierüber gewonnen. Um dem Leser die Bewertung der dargestellten Versuchs- und Modellierungsergebnisse zu erleichtern, werden die wesentlichen Beobachtungen an dieser Stelle zusammengefasst.

Zur Einführung in diese Beobachtungen sind in Bild A-1 die Spannungs-Dehnungs-Hysteresen mehrerer Lastzyklen aus OP-TMF-Versuchen an ungekerbten Rundproben aus C1023 dargestellt. Ab dem ersten Lastzyklus bildet sich eine Zugmittelspannung aus. Diese ist das Resultat einer Kombination temperaturabhängigen Verformungseigenschaften mit der Lastabfolge. Der erste OP-TMF-Lastzyklus beginnt bei $\varepsilon_{\text{mech}} = 0$ und mittlerer Temperatur mit einer Druckdehnungsrampe bei steigender Temperatur. In der Darstellung des Versuchs bei einer Dehnschwingbreite von $\Delta\varepsilon_{\text{mech}} = 0,28\%$ (Bild A-1 links) ist erkennbar, dass diese Druckbelastung in Verbindung mit der geringeren Streckgrenze bei Temperaturen über 850 °C (siehe Bild 5-3) zu einer nicht-elastischen Verformung führt. Diese Druckverformung zusammen mit dem höheren E-Modul bei niedrigerer Temperatur führt zu sehr hohen Zugspannungen in der anschließenden Zuglastrampe mit gleichzeitig fallender Temperatur. Mit jedem weiteren Lastzyklus wiederholt sich diese Verformung und die Hysterese verschiebt sich immer weiter, bis sie sich fast vollständig im Zugbereich findet. Die Spannungsschwingweite $\Delta\sigma$ bleibt dabei unverändert. Die entstehenden hohen Zuglasten sind kritisch in Bezug auf Initiierung und Fortschritt von Ermüdungsrissen, was unter OP-TMF-Bedingungen meist die Lebensdauer limitiert.

Bei höherer Dehnschwingbreite ($\Delta\varepsilon_{\text{mech}} = 0,56\%$, Bild A-1 rechts) führen die resultierenden Zugspannungen auch bei niedriger Temperatur zu einer plastischen Verformung. Aufgrund der Plastifizierungen sowohl in Zug als auch Druck stellt sich nach wenigen Lastzyklen ein stabiles Spannungsverhältnis von $R_{\sigma} \approx -0,3$ ein und die Spannungsspitzenwerte bleiben nahe zu konstant.

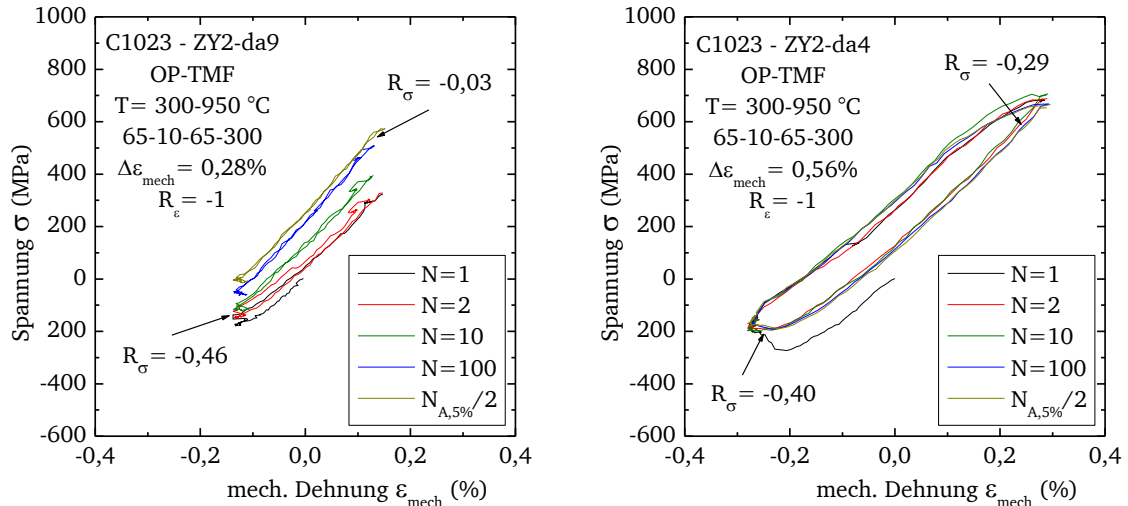


Bild A-1: Spannungs-Dehnungs-Hysteresen aus OP-TMF-Versuchen an ungekerbten Rundproben aus C1023, **Links:** mech. Dehnschwingweite $\Delta\epsilon_{\text{mech}} = 0,28\%$, **Rechts:** $\Delta\epsilon_{\text{mech}} = 0,56\%$

Unter IP-TMF-Bedingungen kehren sich die Spannungs-Dehnungs-Hysteresen um (Bild A-2). Die Lastabfolge bedingt eine Zuglast bei hoher Temperatur. Die höhere Nachgiebigkeit der Probe und die Möglichkeit zur Relaxation der Zugdehnung führen zu nur geringen Zugspannungen trotz der relativ hohen mechanischen Dehnungen von 0,25% bis 0,28. Bei niedriger Temperatur entstehen dagegen aufgrund des höheren E-Moduls hohe Druckspannungen. Ab dem ersten Lastzyklus stellt sich so eine mittlere Druckdehnung ein. Dabei weisen die Hysteresen nur einen geringen plastischen Anteil auf. Der kurvige Verlauf ist eher auf die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls zurückzuführen. In den beiden dargestellten Versuchen stellt sich langsam ein Spannungsverhältnis von -2,2 bis -2,5 ein. Das negative Spannungsverhältnis kann sich positiv auf die Lebensdauer unter dehnungskontrollierter TMF-Belastung auswirken. So weisen IP-TMF-Versuche ohne Haltezeit meist höhere Lebensdauern als OP-TMF-Experimente mit gleicher Dehnschwingbreite und gleichem Dehnungsverhältnis auf, wenn die resultierenden Zugspannungen nicht zu einer Initiierung von sekundärem Risswachstum führen. Dieses „IP/OP-Crossover“-Verhalten ist aus der Literatur bekannt [79].

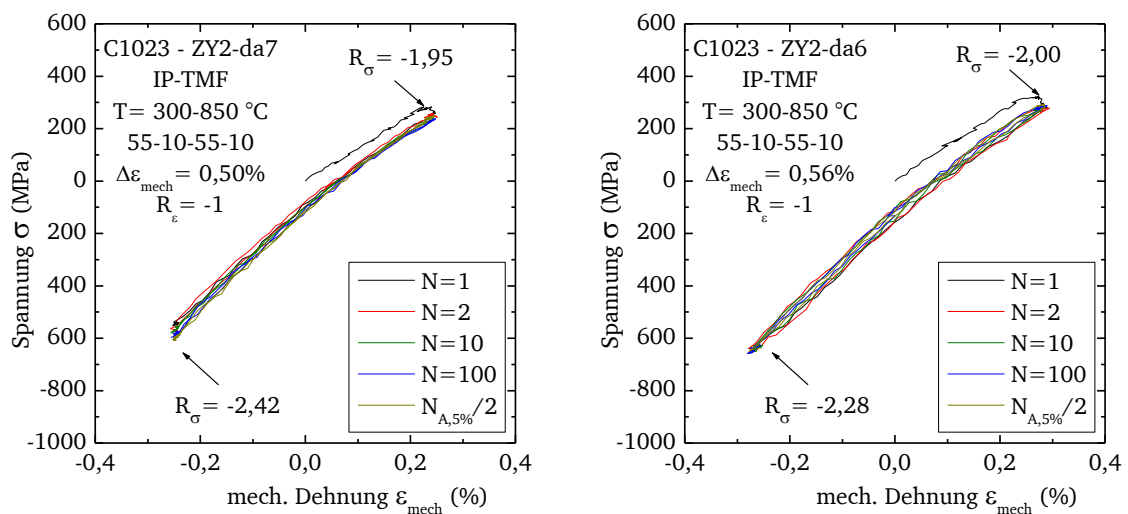


Bild A-2: Spannungs-Dehnungs-Hysteresen aus IP-TMF-Versuchen an ungekerbten Rundproben aus C1023, **Links:** mech. Dehnschwingweite $\Delta\epsilon_{\text{mech}} = 0,50\%$, **Rechts:** $\Delta\epsilon_{\text{mech}} = 0,56\%$

Zur Untersuchung des Lebensdauerverhaltens steht eine Reihe von miteinander vergleichbaren Experimenten an Lochproben Typ 1 mit und ohne Haltezeiten zur Verfügung. In Tabelle A-1 sind die Ergebnisse einiger solcher Versuche zusammengefasst. Demnach können die Beobachtungen zur Entwicklung des Spannungsverhältnisses aus Versuchen an Rundproben übertragen werden. Sowohl bei C1023 als auch M-247-Varianten führen OP-TMF-Bedingungen typischerweise zu einem R_σ zwischen -0,2 und -0,4 und IP-TMF führt zu R_σ von -3 bis -5. Die Spannungsschwingweite $\Delta\sigma$ bleibt im Vergleich von OP-TMF und IP-TMF-Versuchen an M-247 bei gleicher Dehnschwingbreite jedoch gleich. Das stark negative Spannungsverhältnis unter IP-TMF-Bedingungen führt zu einer Verlängerung der Versuchsdauer und Lebensdauer bis zu einem Lastabfall von 5%.

Tabelle A-1: Auswahl von Versuchsergebnissen aus dehnungsgeregelten TMF-Versuchen an Lochproben Typ 1, in allen Versuchen Dehnungsverhältnis $R_\epsilon = -1$

Material	ΔT (°C)	Zyklus- form	Phase	$\Delta\epsilon$ (%)	N_{\max} (-)	$N_{A,5\%}$ (-)	$\Delta\sigma$ bei $N_{A,5\%/2}$ (MPa)	R_σ bei $N_{A,5\%/2}$ (-)	a_{\max} (mm)	$N_{\Delta a=0,2\text{mm}}$ (-)
M 247 CC HIP	300- 950	65-0- 65-0	OP	0,44	605	491	718	-0,27	1,7	394
M 247 CC HIP	300- 950	65-0- 65-0	OP	0,44	638	440	762	-0,23	1,5	438
CM-247 LC	300- 950	65-0- 65-300	OP	0,44	791	434	777	-0,2	2,4	520
C1023	300- 950	65-0- 65-0	OP	0,50	231	187	824	-0,33	5,30	152
C1023	300- 950	65-0- 65-0	OP	0,50	135	76	839	-0,30	2,3	67
C1023	300- 950	65-0- 65-300	OP	0,50	163	86	898	-0,2	3,8	91
M 247 CC HIP	300- 950	65-0- 65-0	IP	0,44	2360	2234	769	-3,23	2,4	1580
M 247 CC HIP	300- 950	65-0- 65-0	IP	0,44	1932	- ¹⁾	767 ¹⁾	-4,10 ¹⁾	1,44	329
CM-247 LC	300- 950	65-300- 65-0	IP	0,44	430	213	877	-2,80	4,6	140
C1023	300- 850	55-300- 55-0	IP	0,44	2521	- ¹⁾	834 ¹⁾	-4,80 ¹⁾	3,5	200

1): Gültiges 5%-Lastabfallkriterium im Versuch nicht erreicht, $\Delta\sigma$ und R_σ aus $N_{\max}/2$

Die zyklischen Verläufe der Spannungs-Spitzenwerte aus OP-TMF-Versuchen an Lochproben ist in Bild A-3 dargestellt. Die Spitzenwertverläufe aller Versuche ähneln sich sehr. Ab dem ersten Zyklus ist eine Zugmittelspannung erkennbar. Die Spannungsschwingweite bleibt im Verlauf jedoch weitgehend konstant bis es zu einem rapiden Abfall in der Maximalspannung kommt. Dieser Spannungsabfall markiert das Ende der Versuchslebensdauer und die Initiierung von Langrisswachstum. Sowohl in C1023 (Bild A-3 links) also auch M-247 kann

kein Einfluss einer Haltezeit von 300 s bei 950 °C auf die Lebensdauer unter OP-TMF-Bedingungen festgestellt werden. Da die während dieser Haltezeit Druckspannungen herrschen, ist ein zusätzlicher Schädigungsbeitrag durch Kriechrischwachstum, und eine damit einhergehende geringere Lebensdauer auch nicht zu erwarten.

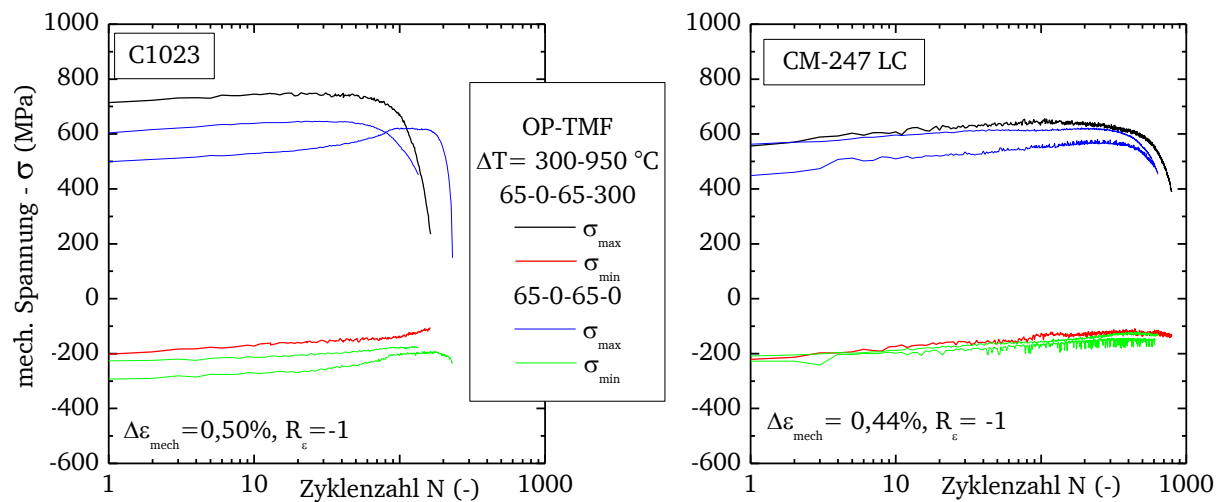


Bild A-3: Zeitlicher Spannungs-Spitzenwertverlauf von OP-TMF-Versuchen mit und ohne Haltezeiten an Lochproben Typ 1, **Links:** C1023, **Rechts:** CM-247 LC

Am Beispiel von Versuch cEO85dl12 kann ein besonderes Phänomen in der Lebensdauerbewertung unter IP-Belastung dargestellt werden. Das Experiment mit einer Haltezeit von 300 s bei der Maximaltemperatur von 850 °C statt. Im Versuchsverlauf wurde eine kontinuierlich Verringerung der Maximalspannung sowie eine Verschiebung der Mittelspannung in den Druckbereich festgestellt (Bild A-4 links). Nach den Vorgaben aus ISO 12106 wird ein solches Verhalten bei der Lebensdauerbewertung als kontinuierliche Entfestigung interpretiert [107]. Bei der Schwellwertberechnung für das 5%-Lastabfallkriterium wird dieser Verlauf mit berücksichtigt. Dies führt dazu, dass auch nach 2500 Lastzyklen dieser Schwellenwert nicht unterschritten wird. Nach Ausbau der Probe wurden über 3 mm lange Risse ausgehend von den Bohrungsrandern, sowie mehrere sekundäre Risse in der Prüfzone festgestellt (Bild A-4 rechts). Es ist daher anzunehmen, dass der beobachtete Lastabfall eher aus einem Steifigkeitsverlust der Probe resultiert als aus einer Entfestigung. Das 5%-Lastabfallkriterium scheint also nicht in jedem Fall geeignet zu sein, um die zeitabhängige Schädigung unter IP-Bedingungen abbilden zu können. Ähnliches wurde an einer Untersuchung an einer Gusseisen-Legierung festgestellt [108].

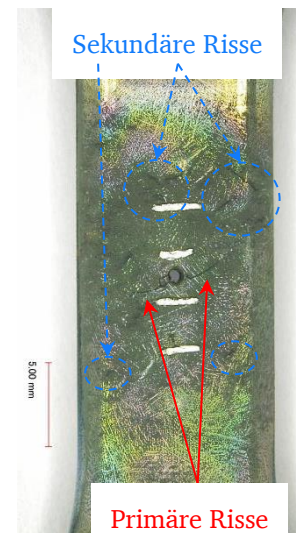
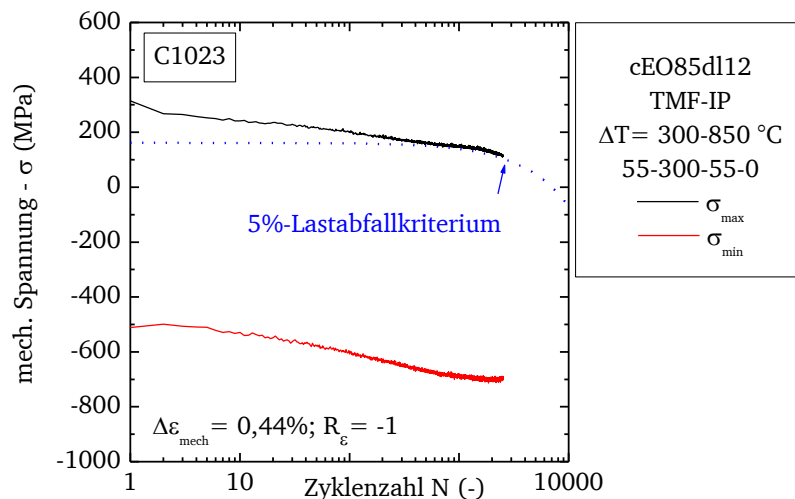


Bild A-4: **Links:** Zeitlicher Spannungs-Spitzenwertverlauf aus IP-TMF-Versuch cEO85dl12 mit Haltezeit an einer Lochprobe Typ 1 aus C1023, **Rechts:** Prüfzone von Probe cEO85dl12 nach dem Versuch mit primären Rissen an der Bohrung und sekundären Rissen

In Bild A-5 sind die Verläufe der Spannungsspitzenwerte aus IP-TMF-Versuchen an Lochproben Typ 1 aus M-247-Varianten aufgetragen. In diesen Versuchen beträgt die Maximaltemperatur 950 °C. Auch hier ist die zyklische Verschiebung hin zu Druckmittelspannungen unter der IP-Belastung erkennbar. Mit einer Zughaltezeit von 300 s ist die Relaxation in den ersten fünf Lastzyklen stärker als in Versuchen mit Dreieckszyklus. In zwei Fällen konnte hier auch unter IP-Bedingungen ein 5%-Lastabfallkriterium bestimmt werden. Der Vergleich mit Versuchen ohne Haltezeiten belegt eine deutliche Reduktion der Lebensdauer (zirka um einen Faktor 5).

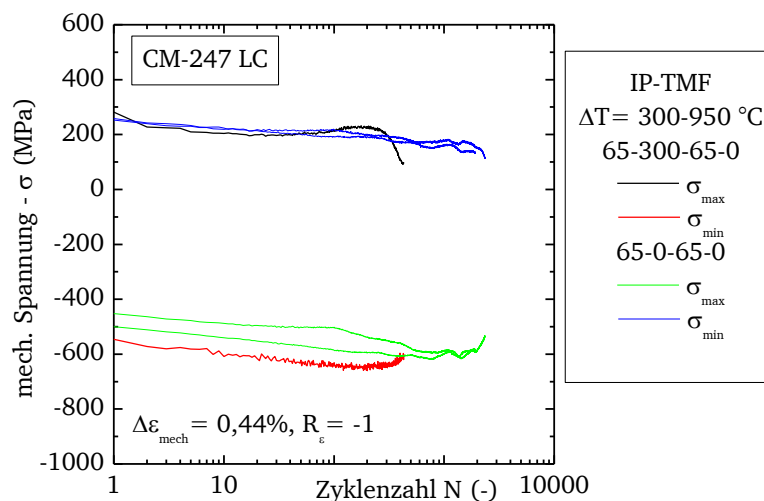


Bild A-5: Zeitlicher Spannungs-Spitzenwertverlauf von IP-TMF-Versuchen mit und ohne Haltezeiten an Lochproben Typ 1 aus CM-247 LC

Anhang B Beobachtungen zum Oxidationsverhalten von technischen Nickelgusslegierungen

Das Oxidationsverhalten technischer Nickelgusslegierungen wird in der Literatur nicht sehr ausführlich behandelt. Die meisten Veröffentlichungen zu diesem Thema werden Untersuchungen an exakt definierten Modelllegierungen mit maximal drei bis fünf Legierungselementen durchgeführt um die chemischen Vorgänge zu vereinfachen. Im Rahmen der Parameterkalibrierung zum γ' -Verarmungsverhalten aus dieser Arbeit wurden einige Beobachtungen zur Oxidation der untersuchten technischen Legierungen gemacht. Für C1023 ist dies die erste veröffentlichte Charakterisierung des Oxidationsverhaltens. In diesem Anhang werden diese Beobachtungen zusammengefasst.

Nach den thermischen Auslagerungen der Oxidationsproben wurde in allen Fällen Abplatzungen von Oxidpartikeln in den Probenhaltern festgestellt. Die Menge der Abplatzungen variiert deutlich zwischen den Werkstoffen (Bild B-1). Bei C1023 ist diese am Größten, was darauf hindeutet, dass bei dieser Legierung mehr spröde Oxide gebildet werden, verglichen zu M-247-Varianten. Zwischen dem grobkörnigen Werkstoff Mar-M 247 CC HIP und der Einkristallvariante M-247 LC SX bestehen nur geringe Unterschiede, wo bei die Oxidschicht am Einkristall homogener wirkt.

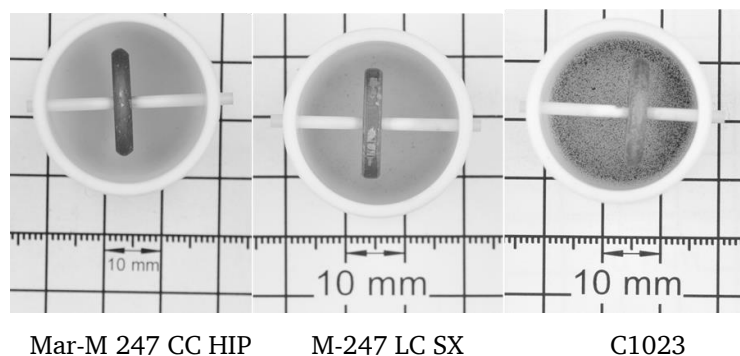


Bild B-1: Proben und keramische Behälter der drei untersuchten Werkstoffe nach 24 h bei 1050 °C

In Bild 2-21 wurde die typische Schichtstruktur der oxidierten Oberfläche einer Nickelgusslegierung dargestellt. Diese Schichtstruktur wird so an einer für 120 h bei 1050 °C ausgelagerten Mar-M 247 CC HIP-Proben gefunden (Bild B-2). In dieser Aufnahme ist die γ' -verarmte Zone als helle Fläche unterhalb der dunklen Oxidschicht zu sehen. Darunter ist die ursprüngliche γ/γ' -Mikrostruktur weitgehend intakt. Die Grenzflächen zwischen den Schichten sind sehr deutlich, ohne ausgeprägte Übergangsbereiche. Die Oxidschicht scheint durchgängig und kompakt. Die γ' -Verarmungszone hat eine durchschnittliche Breite von ca. 10 μm , variiert örtlich jedoch deutlich.

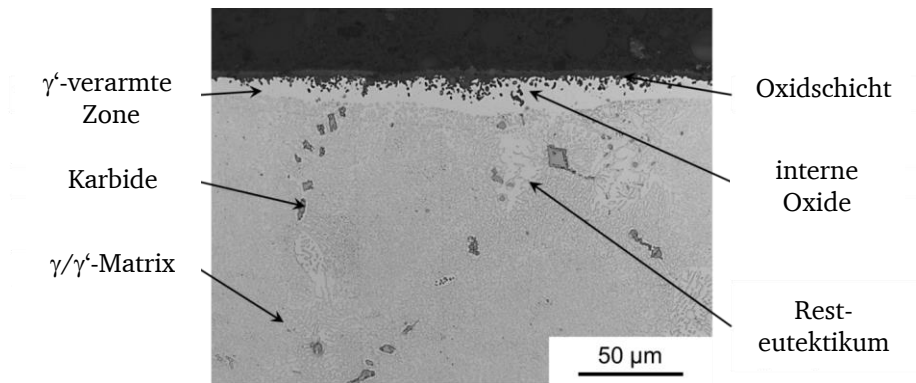


Bild B-2: Oxidschicht und γ' -Verarmungszone - MAR-M 247 CC HIP nach 120 h bei 1050 °C

Zeitliche Entwicklung des Oxidschichtsystems bei 1050 °C – Transiente Oxidationsphase

Zur Beschreibung der Evolution des Oxidschichtsystems an Mar-M 247 CC HIP bei 1050 °C werden Proben nach einer Auslagerung von einer, vier und 120 h elektronenmikroskopisch untersucht. Die Verteilung der chemischen Elemente in der Randschicht wird mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie (engl. energy dispersive X-ray spectroscopy, EDX) dargestellt.

Nach einer Stunde Auslagerung hat sich auf der Probenoberfläche eine aus mehreren Segmenten bestehenden Oxidschicht gebildet (Bild B-3). Das EDX-Mapping zeigt, dass sich Chrom- und Aluminiumoxide innerhalb dieser Schicht abwechseln. Man kann dieses Verhalten damit erklären, dass die Oxidation von Chrom oder Aluminium an einer bestehenden Oxidoberfläche des gleichen Typs energetisch günstiger ist. Die passivierende Wirkung einer solchen Anordnung ist geringer als die einer durchgängigen Schicht eines einzigen Oxids. Darunter bildete sich eine ca. 2 μm γ' -verarmte Zone. Nach vier Stunden haben sich die Chrom-reichen Segmente in der Oxidschicht aufgelöst (Bild B-4). Stattdessen findet sich eine durchgängige Aluminiumoxidschicht auf der Oberfläche, die einen effektiveren Schutz des Werkstoffs vor weiterer Oxidation bietet. Der Übergang von einer segmentierten, zu einer kompakten Oxidschicht markiert das Ende der transienten Oxidationsphase, da im folgenden Sauerstoff, bzw. Metallionen durch die Oxidschicht diffundieren müssen, um zu reagieren.

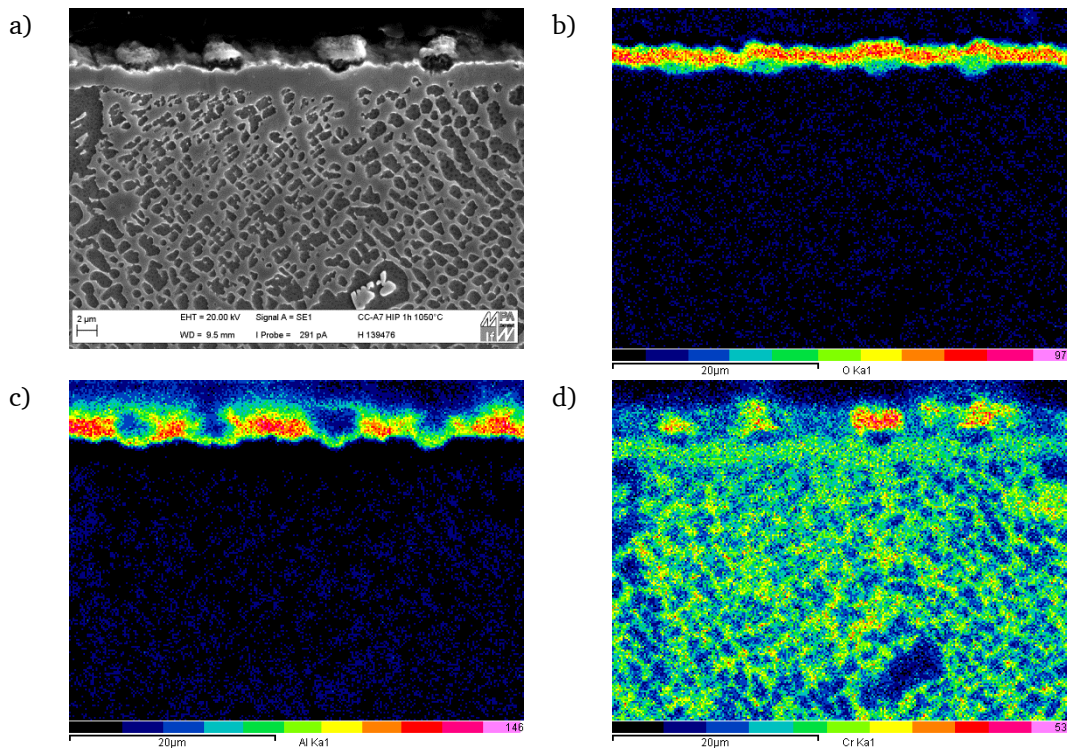


Bild B-3: EDX-Mapping der Randzone / Mar-M 247 CC HIP - 1050 °C, 1 h; a): SE-Kontrast, b) Verteilung Sauerstoff; c) Verteilung Aluminium, d) Verteilung Chrom

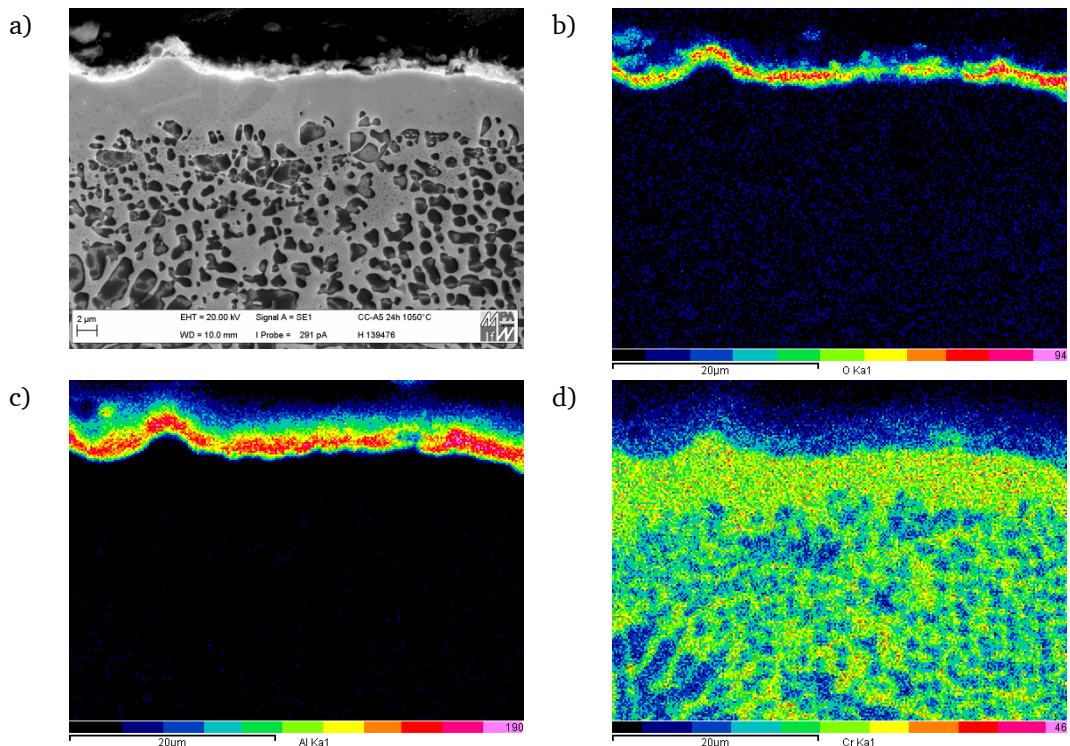


Bild B-4: EDX-Mapping der Randzone / Mar-M 247 CC HIP - 1050 °C, 4 h; a): SE-Kontrast, b) Verteilung Sauerstoff; c) Verteilung Aluminium, d) Verteilung Chrom

Bei weiterer Auslagerung bis 120 h ändert sich die Struktur des Randschichtsystems nicht mehr (Bild B-5). Es bleibt eine durchgängige, vorwiegend aus Aluminiumoxiden bestehende Oxidschicht. Sowohl die Oxid- als auch die γ' -Verarmungsschicht wachsen weiter an. Die andauernde thermische Auslagerung führt zur zunehmenden Auflösung der γ' -Ausscheidungsteilchen, eine Vergröberung oder Floßbildung (Rafting) wie sie unter mechanischer Belastung bei dieser Temperatur beobachtet wird, ist nicht erkennbar.

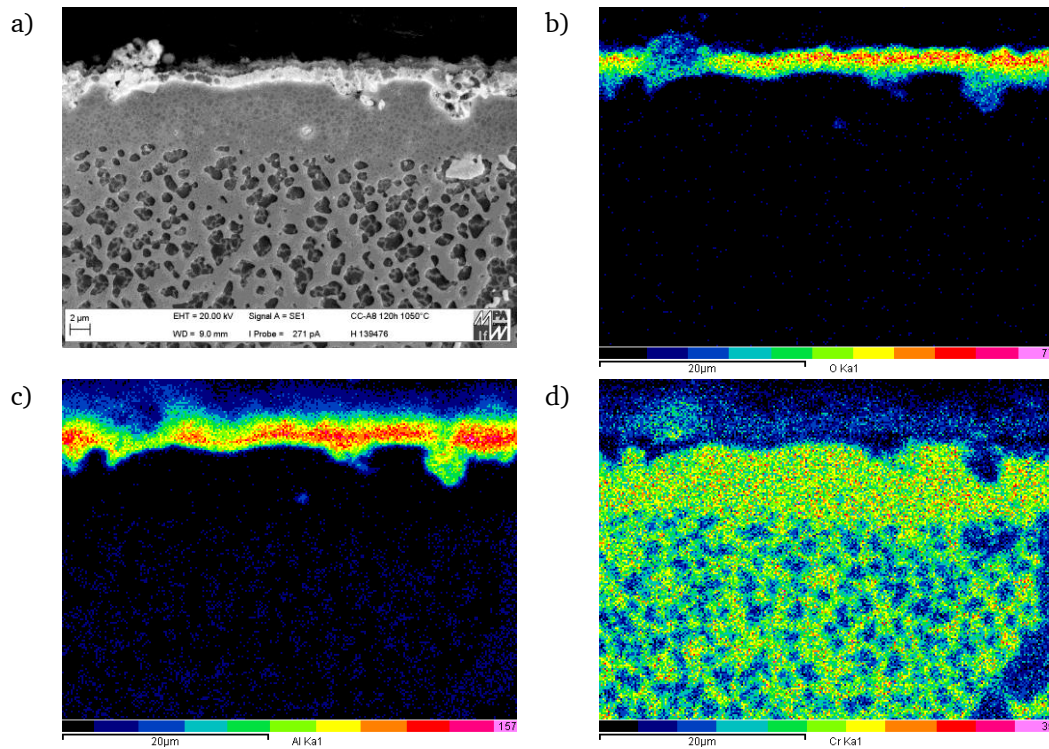


Bild B-5: EDX-Mapping der Randzone / Mar-M 247 CC HIP - 1050 °C, 120 h; a): SE-Kontrast, b) Verteilung Sauerstoff; c) Verteilung Aluminium, d) Verteilung Chrom

Spezifische Oxidationserscheinungen an M-247 LC SX bei 1050 °C

Die Präparation einer Oxidationsprobe der einkristallinen Variante M-247 LC SX nach vier Stunden Auslagerung bei 1050 °C zeigt eine durchgängige Aluminiumoxidschicht auf der Oberfläche (Bild B-6). Diese scheint wesentlich dünner und kompakter als an der polykristallinen Variante. Gleichzeitig hat sich eine deutliche γ' -verarmte Zone gebildet. Außerdem scheint die Bildung von Chromoxidation im Einkristall unterdrückt zu sein. Diese Beobachtung stimmt mit Untersuchungen an CMSX-4 überein [109]. Eine mögliche Erklärung dafür ist, dass die Reaktionskinetik der Oxidation von Einkristallen maßgeblich durch Volumendiffusion bestimmt wird. Chromoxidbildung wird dagegen durch Korngrenzdiffusion, mit wesentlich höheren Diffusionsraten, begünstigt [110]. Ein weiterer Einflussfaktor auf die Diffusionsfähigkeit von Chrom ist der Gehalt an Kohlenstoff [111]. Bei M-247-LC SX ist dieser etwas geringer als in Mar-M 247 CC HIP.

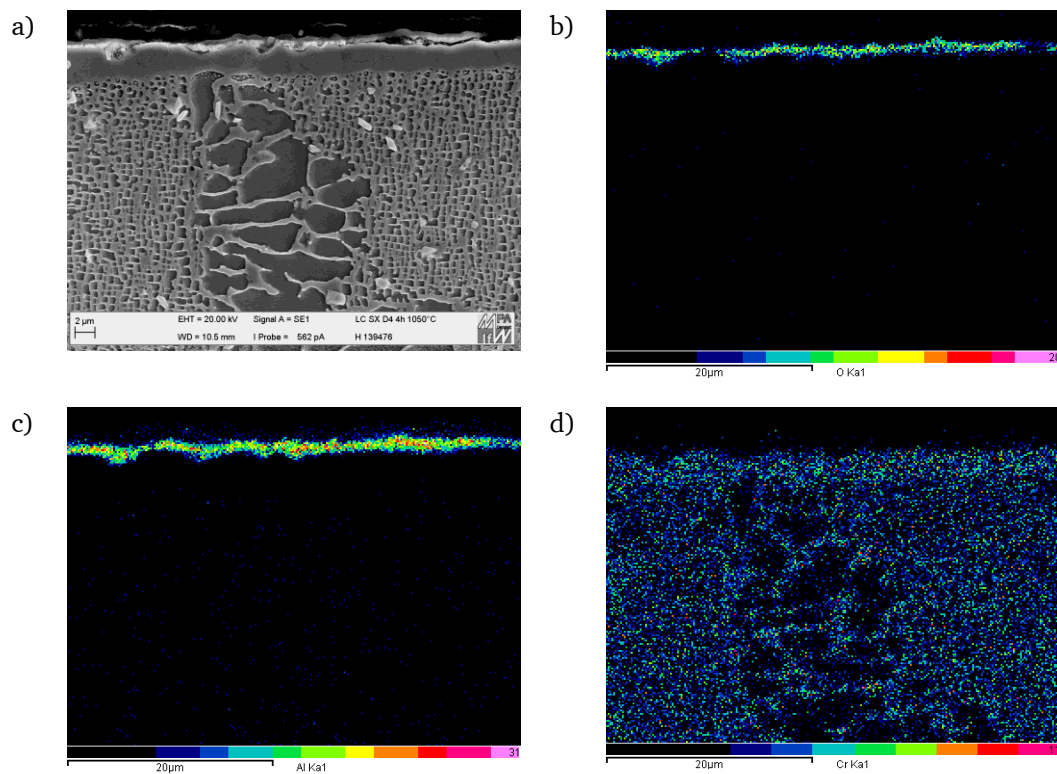


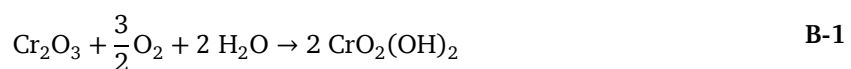
Bild B-6: EDX-Mapping der Randzone / M-247 LC SX - 1050 °C, 4 h; a): SE-Kontrast, b) Verteilung Sauerstoff; c) Verteilung Aluminium, d) Verteilung Chrom

Spezifische Oxidationserscheinungen an C1023 bei 950 °C und 1050 °C

Im Vergleich zu M-247-Legierungen enthält der Gusswerkstoff C1023 einen geringeren Anteil an Aluminium (4 Ma.-% gegen 5,6 Ma.-%) und wesentlich mehr Chrom (ca. 15 Ma.-% gegen 8 Ma.-%, siehe Tabelle 5-1 und Tabelle 5-3). Allein aus diesem Unterschied in der Zusammensetzung ist ein deutlich verschiedenes Oxidationsverhalten zu erwarten.

Nach einer Auslagerung für 24 h bei 950 °C zeigt sich an C1023 ein komplexes Randschichtsystem (Bild B-7). Die oberste Lage besteht hauptsächlich aus Chromoxid, in Form einer 3- 4 µm porösen Deckschicht. Darunter bildet sich Al₂O₃, vorwiegend als innere Oxide. Die tragen nicht zum Schutz des Grundwerkstoffs vor weiterer Oxidation bei. Bei 950 °C ist die Bildung einer Cr₂O₃-Passivschicht zum Oxidationsschutz von größter Wichtigkeit. Der hohe Grundgehalt an Chrom in der Legierung sorgt dafür, dass ein ausreichendes Reservoir für die Deckschichtbildung zur Verfügung steht. Aufgrund der porösen Schichtstruktur wird eine höhere Schichtdicke nötig um weitere Oxidation deutlich zu verlangsamen. Aufgrund des längeren Schachtwachstums ist die transiente Oxidationsphase bei C1023 und 950 °C deutlich länger als bei M-247. Außerdem neigen poröse Schichten unter Temperaturwechselbedingungen eher zum Abplatzen.

Bei einer Erhöhung der Auslagerungstemperatur auf 1050 °C stellt man zwei deutliche Unterschiede fest. Entgegen dem Verhalten bei 950 °C findet sich nach 24 eine durchgängige Al₂O₃-Schicht. Die Phase der transiente Oxidationszustand wird also früher abgeschlossen. Darüber finden sich dünne, kompakte und ebene Überreste einer Cr₂O₃ Schicht. Dagegen war die bei 950 °C beobachtete Schicht deutlich dicker und rauer. Durch die Temperaturerhöhung wäre zu erwarten, dass diese Schicht noch schneller anwächst. Dass dies offensichtlich nicht stattfindet kann auf mehrere Arten erklärt werden. Eine naheliegende Möglichkeit ist das Abplatzen der Schicht nach dem Versuch. Die sollte jedoch zu einer höheren Rauheit der Schicht führen. Eine weitere Erklärung liegt in der geringeren thermischen Stabilität von Chromoxiden. An feuchter Luft ist ein Verdampfen von Chromoxid durch die Bildung von gasförmigem CrO₂(OH)₂ schon bei Temperaturen ab 650 °C nach



möglich [55,112,113]. Bei höheren Temperaturen ist auch eine Evaporation von Chromoxiden an trockener Luft möglich [55,113]. Dabei bildet sich gasförmiges CrO₃ nach



Sowohl die verminderte thermische, als auch mechanische Stabilität von Chromoxiden bei zeigen, warum ausschließlich Aluminiumoxid im Temperaturbereich über 950 °C als wirksame Passivschicht funktionieren kann. An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass der Einsatz von C1023 aufgrund seiner Zusammensetzung bei Temperaturen über 1000 °C nur in begrenztem zeitlichem Rahmen erfolgen kann.

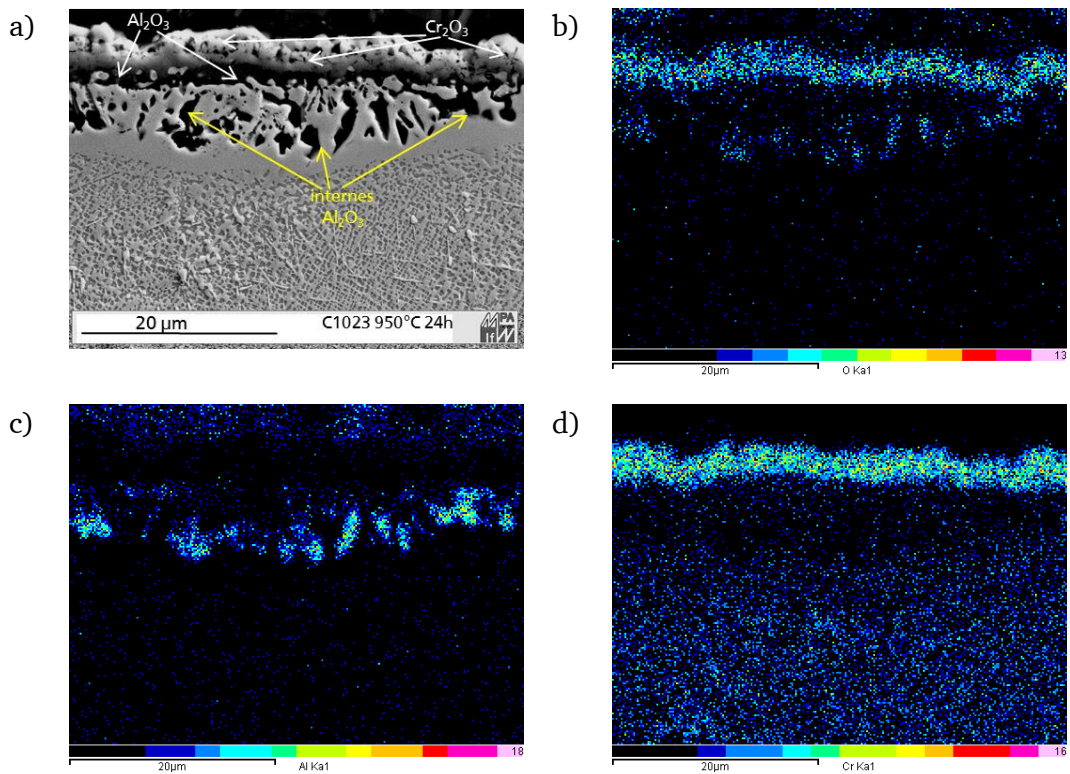


Bild B-7: EDX-Mapping der Randzone / C1023 - 950 °C, 24 h; a): SE-Kontrast, b) Verteilung Sauerstoff; c) Verteilung Aluminium, d) Verteilung Chrom

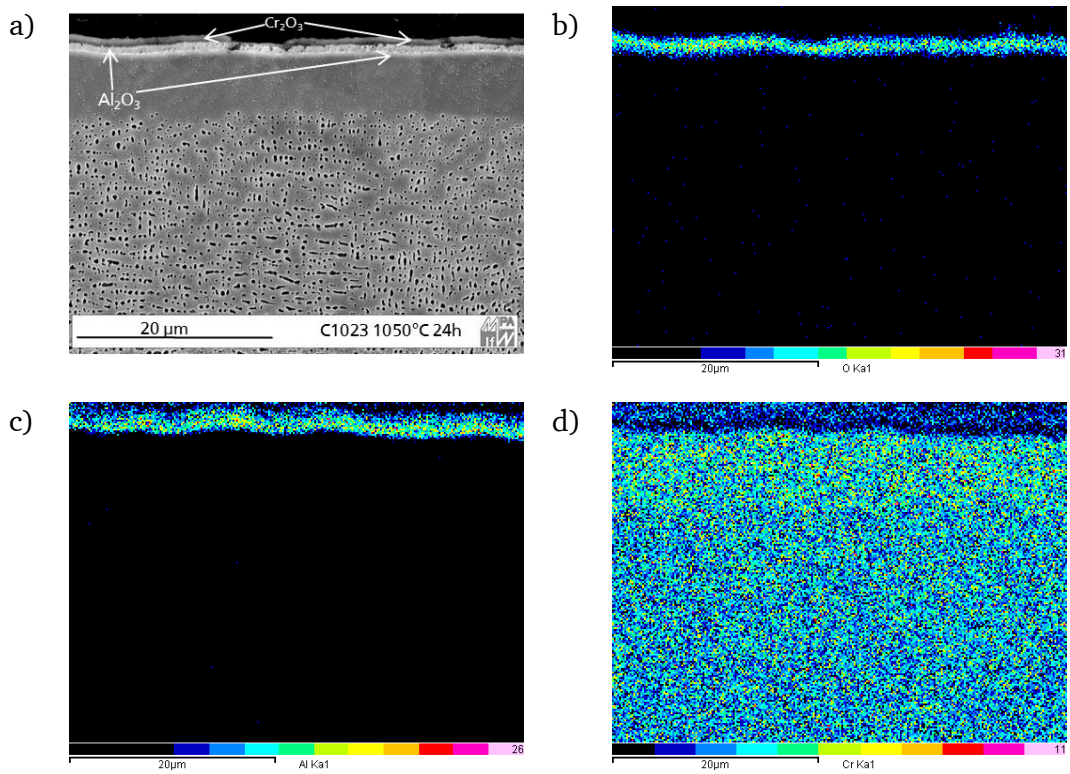


Bild B-8: EDX-Mapping der Randzone / C1023 - 1050 °C, 24 h; a): SE-Kontrast, b) Verteilung Sauerstoff; c) Verteilung Aluminium, d) Verteilung Chrom

In der Literatur werden Nickellegierung nach Ihrer Zusammensetzung und dem daraus resultierenden Oxidationsverhalten in Cr_2O_3 - und Al_2O_3 -Bildner unterteilt. In Bild B-9 wird diese Klassifizierung auf die untersuchten technischen Legierungen übertragen. Der Vollständigkeit halber wird die Liste um Legierung René 80 erweitert.

Im Fall der einkristallinen Legierung M-247 LC SX wurde festgestellt, dass sich nach kurzen Auslagerungszeiten eine dichte, durchgängige Al_2O_3 -Schicht bildet. Chromoxidbildung spielt, mutmaßlich aufgrund des verringerten Diffusionsvermögens, hier keine Rolle.

In [61] wurde das Oxidationsverhalten von René 80 charakterisiert. Ein Auszug daraus wurde in Abschnitt 2.2.2 dargestellt (siehe auch Bild 2-22). Nach kurzen Auslagerungszeiten ist eine dünne Schicht von Titanoxid feststellbar. Darunter befindet sich eine dicke, poröse Chromoxidschicht. Aluminiumoxide finden nur sich als einzelne innere Oxide und tragen nicht zur Passivierung der Oberfläche bei.

Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten grobkörnigen Legierungen C1023 und M-247 (Mar-M 247 CC HIP und CM-247 LC) werden an dieser Stelle als Mischformen der beiden zuvor beobachteten Verhaltensweisen klassifiziert. Bei beiden Werkstoffen finden sich nach kurzen Auslagerungszeiten sowohl Chrom- als auch Aluminiumoxide. Dabei tritt Chromoxid bereits nach kurzen Zeiten in Form von großen, vereinzelt Segmente oder poröser Schichten auf. Mit zunehmender Auslagerungsdauer und -Temperatur verbleibt jedoch in beiden Legierungen ausschließlich die Bildung einer dichten und durchgängigen Al_2O_3 -Schicht als wirksamer Oxidationsschutz. Die in allen Materialien beobachtbare transiente Phase findet ihren Abschluss, wenn sich diese Schicht vollständig schließt.

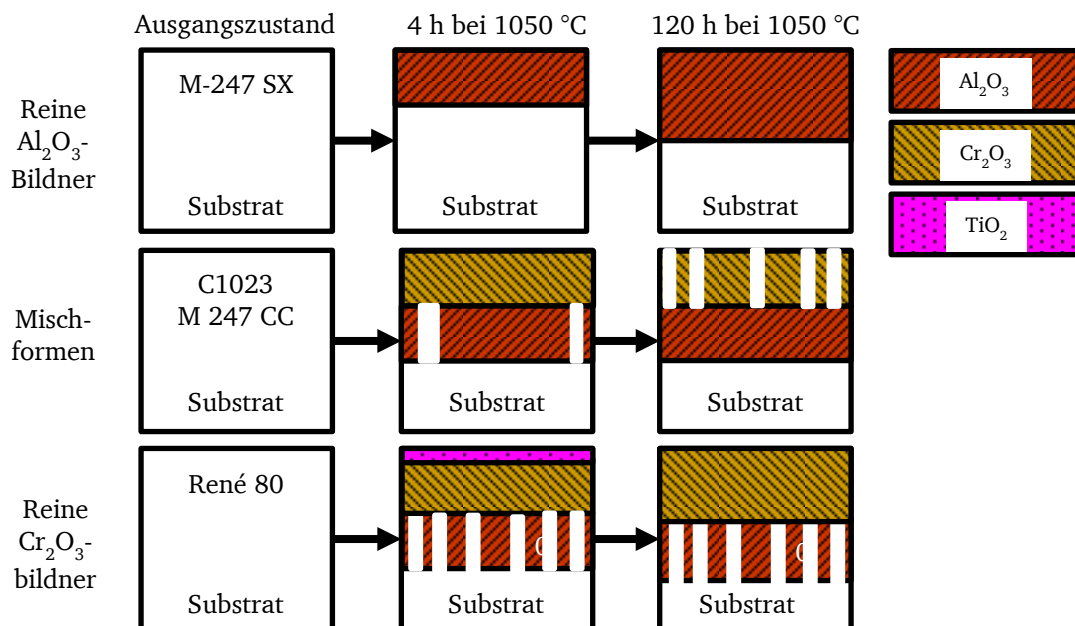


Bild B-9 Schema der entstehenden Oxidschichten und Klassifizierung der untersuchten Nickelgusslegierungen nach Tabelle 2-2 aus [61]

Anhang C Einzelergebnisse der Versuche zur Modellvalidierung

Tabelle C-1: Validierungsversuche am Werkstoff C1023

Versuchs- bezeichnung	Proben- typ	Zyklus	T _{min} -T _{max} (TMF), T (ISO) (C°)	Prüfergebnisse			Modellergebnisse		
				N _{1,mm}	N _{2,mm}	N _{a,max}	N _{1,mm}	N _{2,mm}	N _{a,max}
cEN85cc004	CC	1-1-1-1	850	34511	36450	36831	14606	23370	24409
cEN85cc005	CC	1-1-1-1	850	2599	2940	3065	9975	13730	14766
cEN95cc002	CC	1-1-1-1	950	123366	140020	147658	6215	12361	24665
cEN95cc003	CC	1-1-1-1	950	4310	5279	5906	6028	11101	14402
cEN1cc004	CC	1-1-1-1	1050	5924	6850	7450	2491	4923	7958
cEN1cc005	CC	1-1-1-1	1050	12690	13800	14386	2498	4984	8534
cEO95cc1	CC	1-1-1-1	950	6820	7800	8580	4680	6701	7178
cEO95cc2	CC	1-1-1-1	950	1810	2546	3350	4470	6332	6811
cEO95cc12	CC	65-0-65-300	300-950 (OP)	463	-	554	541	713	713
cEN95cc112	CC	65-0-65-0	300-950 (OP)	4413	4956	5114	1747	2896	3607
cEN95cc113	CC	65-0-65-0	300-950 (OP)	2841	-	3194	1747	2896	2626
ZY2-2-10	CC	55-1-55-1	850	1190	-	1713	3323	4716	4716
ZY2-2-11	CC	1-300-1-1	850	4290	5250	5838	4604	9017	14326
ZY2-2-12	CC	1-300-1-1	950	1679	-	1685	1559	2990	2159
ZY2-2-15	CC	55-300-55-0	300-850 (IP)	585	610	633	956	1147	1188
ZY2-2-13	CC	55-0-55-0	300-850 (IP)	2329	2766	2865	2014	2702	2766
ZY2-2-16	CC	55-300-55-0	300-850 (IP)	1083	1258	1282	1298	1655	1717
ZY2-2-14	CC	55-0-55-0	300-850 (IP)	2380	-	2680	663	839	830
cEN85dl002	LP Typ 1	1-1-1-1	850	6620	8115	8705	9924	13044	13476
cEN85dl003	LP Typ 1	1-1-1-1	950	2740	-	3277	8947	11558	10141
cEN95dl002	LP Typ 1	1-1-1-1	950	1327	-	1435	4508	6134	5050
cEN95dl003	LP Typ 1	1-1-1-1	950	5319	-	6607	5713	9418	8922
cEN95dl113	LP Typ 1	65-0-65-0	300-950 (OP)	193	205	231	164	197	206
cEN95dl114	LP Typ 1	65-0-65-0	300-950 (OP)	109	133	138	124	148	149
cEN95dl115	LP Typ 2	65-0-65-0	300-950 (OP)	-	-	186	193	233	193
cEN95dl116	LP Typ 2	65-0-65-0	300-950 (OP)	129	-	146	164	198	187
cEN1dl002	LP Typ 1	1-1-1-1	1050	2895	-	3050	2317	3811	2712
cEN1dl003	LP Typ 1	1-1-1-1	1050	6131	-	7863	2436	4522	3975
cEN1dl122	LP Typ 1	75-0-75-0	300-1050 (OP)	211	228	234	192	242	250
cEN1dl123	LP Typ 1	75-0-75-0	300-1050 (OP)	-	-	503	436	598	255
cEN1dl124	LP Typ 2	75-0-75-0	300-1050 (OP)	262	-	408	259	333	325
cEO95dl1	LP Typ 1	1-300-1-1	950	449	521	561	1413	2188	2385
cEO95dl2	LP Typ 1	1-300-1-1	950	261	331	419	755	914	937
cEO95dl11	LP Typ 1	65-0-65-300	300-950 (OP)	128	147	163	81	98	102
cEO85dl12	LP Typ 1	55-300-55-0	300-850 (IP)	750	1490	2520	2306	3046	3251

Tabelle C-2: Validierungsversuche an M-247-Gusslegierungen

Versuchs- bezeichnung	Proben- typ	Zyklus	T _{min} -T _{max} (TMF), T (ISO) (C°)	Prüfergebnisse			Modellergebnisse		
				N _{1,mm}	N _{2,mm}	N _{a,max}	N _{1,mm}	N _{2,mm}	N _{a,max}
dBJ95cc1	CC	1-1-1-1	950	7231	10226	13452	4970	6892	7217
dBJ95cc2	CC	1-1-1-1	950	94500	-	94500	7455	13203	8797
dBJ95cc11	CC	65-0-65-0	300-950 (OP)	2772	-	3850	1667	2452	2220
dBJ95cc12	CC	65-0-65-300	300-950 (OP)	713	920	930	998	1516	1599
M30	CC	65-0-65-0 IP	300-950	3299	4067	4350	1989	2911	3217
M34	CC	65-0-65-0	300-950 (OP)	1135	1410	1496	913	1290	1412
dBJ95cc13	CC	65-0-65-300	300-950 (OP)	360	800	1307	630	880	988
dBJ95cc14	CC	65-300-65-0	300-950 (IP)	360	580	960	210	257	268
dBJ95cc15	CC	65-0-65-0 IP	300-950 (IP)	1000	1700	4247	1375	1946	2166
ZY1-5-4	CC	65-0-65-0	300-950 (IP)	3777	4791	4949	1475	2185	2381
ZY1-5-3	CC	65-0-65-0	300-950 (IP)	3780	7431	7660	1336	1859	1972
ZY1-4-3	CC	65-300-65-0	300-950 (IP)	41	-	52	63	74	78
ZY1-4-4	CC	65-300-65-0	300-950 (IP)	-	-	1185	649	809	355
ZY1-3-6	CC	1-300-1-1	950	1193	1698	1848	897	1135	1197
ZY1-1-6	CC	1-300-1-1	950	86	103	158	69	82	85
ZY1-2-2	CC	65-0-65-0	300-950 (IP)	2948	-	3774	1903	3043	2452
ZY1-2-5	CC	65-0-65-0	300-950 (IP)	-	-	6659	1835	2901	1188
ZY1-2-6	CC	1-300-1-1	950	-	-	1537	1951	3460	1200
ZY1-2-3	CC	1-300-1-1	1050	-	-	773	530	715	201
M38	CC	1-1-1-1	950	744	1224	1439	4508	6123	6538
M36	CC	1-1-1-1	950	50000	54500	55920	7593	14023	18405
M43	CC	1-1-1-1	1050	5900	6660	7157	3091	5387	6688
M72	CC	1-1-1-1	1050	2600	4532	4709	3213	5965	6595
dBF95cc1	CC	1-1-1-1	950	17274	-	21591	7566	13894	13359
dBF105cc3	CC	1-300-1-1	1050	-	-	252	191	226	173
dBF105cc4	CC	1-1-1-1	1050	14632	-	16273	2381	3287	2892
dBC95cc3	CC	1-300-1-1	950	1872	-	1898	1074	1354	1311
dBC95cc4	CC	1-300-1-1	950	1426	-	1609	1446	1916	1664
DS95D4	CC	1-1-1-1	950	20611	22268	26929	7850	15087	22347
DS95D5	CC	1-1-1-1	950	73718	77822	81654	7919	15515	26207
dBC95h1	Hohl	1-300-1-1	950	3140	3710	3793	1256	1532	1560
dBF105h1	Hohl	1-1-1-1	1050	-	-	3900	2747	4018	2532
dBF105f1	LP Typ 1	1-1-1-1	1050	3400	3900	4186	1023	1214	1241
aRM1dl002	LP Typ 1	1-1-1-1	1050	3155	-	3741	3157	5467	4485
aRM1dl003	LP Typ 1	1-1-1-1	1050	39903	58884	65396	3271	6162	7200
aRM85dl002	LP Typ 1	1-1-1-1	850	2884	-	3210	5751	7200	7045
aRM85dl003	LP Typ 1	1-1-1-1	850	19585	20909	21154	11259	15131	15619
aRM95dl002	LP Typ 1	1-1-1-1	950	1360	-	1556	6026	8706	7179
aRM95dl003	LP Typ 1	1-1-1-1	950	13200	17995	18465	7523	13221	13976
aRM95dl112	LP Typ 1	1-1-1-1	300-950 (OP)	571	-	610	548	701	634
aRM95dl113	LP Typ 1	1-1-1-1	300-950 (OP)	575	-	646	346	438	434
aRM95dl114	LP Typ 2	65-0-65-0	300-950 (OP)	363	-	406	333	421	406
aRM95dl115	LP Typ 2	65-0-65-0	300-950 (OP)	286	-	307	453	577	535
aRM95dl122	LP Typ 1	65-0-65-0	300-950 (IP)	1799	2019	2032	2004	2935	3092
aRM95dl123	LP Typ 1	65-0-65-0	300-950 (IP)	1712	-	1942	2158	3269	2837
aRM95dl124	LP Typ 2	65-0-65-0	300-950 (IP)	1020	-	1218	1598	2135	2003
dBJ95dl1	LP Typ 1	1-300-1-1	950	67	101	141	76	85	88
dBJ95dl2	LP Typ 1	1-300-1-1	950	228	235	278	436	507	520
dBJ95dl11	LP Typ 1	65-0-65-300	300-950 (OP)	640	740	791	387	502	518
dBJ95dl12	LP Typ 1	65-300-65-0	300-950 (IP)	310	370	430	166	182	186

Literaturverzeichnis

- [1] M. Cervenka, The Rolls-Royce Trent Engine, University of Cambridge, 2000.
- [2] H. Pfoertner, Extension of the Usable Engine Life by Modelling and Monitoring, in: RTO/NATO (Ed.), Aging aircraft fleets structural and other subsystem aspects: (le Vieillissement des flottes d'avions militaires aspects structures et autres sous-systèmes), RTO/NATO, Neuilly-sur-Seine, France, 2001.
- [3] R. Mücke, K. Rau, Coupled Thermomechanical Fatigue Tests for Simulating Load Conditions in Cooled Turbine Parts, J. Eng. Gas Turbines Power 134 (2012) 52508.
- [4] L.F. Serrano, C. Schweizer, M. Oechsner, A. Scholz, F. Mueller, C. Berger, P. Gumbsch, M. Schlesinger, S. Eckmann, Rissverhalten unter anisothermen Beanspruchungsbedingungen - Berechnungsverfahren für Nickelbasislegierungen: Abschlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben Nr. 15 525 N, 2011.
- [5] R.J. Dennis, Mechanistic modelling of deformation and void growth behaviour in superalloy single crystals. Ph.D. thesis, London, 2000.
- [6] O. Trunova, Effect of thermal and mechanical loadings on the degradation and failure modes of APS TBCs [Elektronische Ressource] vorgelegt von Olena Trunova. Dissertation, Aachen, 2006.
- [7] J.-M. Rudnig, F. Mueller, A. Scholz, C. Berger, M. Speicher, A. Klenk, E. Roos, Rissverhalten von Nickelbasis-Gusslegierungen mit unterschiedlicher Kornstruktur, Informationstagung Turbomaschinen, Frühjahrstagung 2011, Bad Neuenahr, Frankfurt: Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen e.V. = FVV, Abschlussbericht Vorhaben Nr. 962 (AiF-Nr. 15626), Heft R554 (2011), S. 141 – 172 (2011).
- [8] C. Baumann, M. Speicher, M. Oechsner, A. Scholz, F. Mueller, K. Maile, A. Klenk, C. Kohler, Bewertung des Rissverhaltens von Fehlstellen hochtemperaturbeanspruchter Schaufeln aus Nickelbasisgusslegierungen: Abschlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben Nr. 17 195 N, 2013.
- [9] K.M. Kraemer, F. Mueller, A. Scholz, M. Oechsner, S. Eckmann, C. Schweizer, M. Schlesinger, P. Gumbsch, Zeitabhängiges Rissverhalten unter anisothermen Beanspruchungen - Entwicklung und Validierung von Berechnungsmethoden: Abschlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben Nr. 17 809 N, 2017.
- [10] S. Stekovic, DevTMF: Publishable Summary for the 1st reporting period 18 months after the project start, 2017.
- [11] C.A. Rau, A.E. Gemma, G.R. Leverant, Thermal-Mechanical Fatigue Crack Propagation in Nickel- and Cobalt-Base Superalloys Under Various Strain-Temperature Cycles, in: A.E. Carden, A.J. McEvily, C.H. Wells (Eds.), Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, 1973, 166-166-13.
- [12] D. Gross, T. Seelig, Bruchmechanik [Elektronische Ressource]: Mit einer Einführung in die Mikromechanik, Imprint: Springer Vieweg, Berlin, Heidelberg, Heidelberg Imprint: Springer Vieweg, 2016.
- [13] H.A. Richard, M. Sander, Ermüdungsrisse, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2012.
- [14] Forschungskuratorium Maschinenbau, Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen Hrsg: Forschungskuratorium Maschinenbau (FKM), VDMA-Verl., Frankfurt am Main, 2012.
- [15] D.P. Rooke, D.J. Cartwright, Compendium of stress intensity factors D. P. Rooke; D. J. Cartwright, HMSO, London, 1976.

-
- [16] European Committee for Standardization, Aerospace series - Test methods for metallic materials - Determination of fatigue crack growth rates using Corner-Cracked (CC) test pieces(EN 3873), 2010.
- [17] D. Broek, Elementary engineering fracture mechanics by David Broek, Kluwer, Dordrecht [u.a.], 1996.
- [18] J.W. Hutchinson, Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 16 (1968) 13–31.
- [19] J.R. Rice, G.F. Rosengren, Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 16 (1968) 1–12.
- [20] J.R. Rice, A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks, *J. Appl. Mech.* 35 (1968) 379.
- [21] H. Riedel, *Fracture at High Temperatures*, Springer-Verlag, Heidelberg, 1987.
- [22] A.T. Stewart, The influence of environment and stress ratio on fatigue crack growth at near threshold stress intensities in low-alloy steels, *Engineering Fracture Mechanics* 13 (1980) 463–478.
- [23] R. Pippan, A. Hohenwarter, Fatigue crack closure, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 40 (2017) 471–495.
- [24] W. Elber, Fatigue crack closure under cyclic tension, *Engineering Fracture Mechanics* 2 (1970) 37–45.
- [25] J.C. Newman, A crack opening stress equation for fatigue crack growth, *Int J Fract* 24 (1984) R131-R135.
- [26] C. Fischer, C. Schweizer, T. Seifert, A crack opening stress equation for in-phase and out-of-phase thermomechanical fatigue loading, *International Journal of Fatigue* 88 (2016) 178–184.
- [27] L.F. Serrano Dominguez, Thermo-mechanisches Ermüdungsrissverhalten einer grobkörnigen Nickelgusslegierung Luis Francisco Serrano Dominguez. Zugl. Darmstadt, Techn. Univ., Diss., 2013, Shaker, Aachen, 2013.
- [28] G.A. Webster, R.A. Ainsworth, *High temperature component life assessment*, 1st ed., Chapman & Hall, London, 1994.
- [29] C.M. Branco, J. Baptista, J. Byrne, Crack growth under constant sustained load at elevated temperature in IN718 superalloy, *Materials at High Temperatures* 16 (2014) 27–35.
- [30] C. Schweizer, *Physikalisch basierte Modelle für Ermüdungsrisswachstum und Anrisslebensdauer unter thermischen und mechanischen Belastungen*, Shaker Verlag, Wiesbaden, 2013.
- [31] C.Y. Hui, H. Riedel, The asymptotic stress and strain field near the tip of a growing crack under creep conditions, *Int J Fract* 17 (1981) 409–425.
- [32] O. Kwon, K.M. Nikbin, G.A. Webster, K.V. Jata, Crack growth in the presence of limited creep deformation, *Engineering Fracture Mechanics* 62 (1999) 33–46.
- [33] M. Tabuchi, K. Kubo, K. Yagi, A.T. Yokobori, A. Fuji, Results of a Japanese round robin on creep crack growth evaluation methods for Ni-base superalloys, *Engineering Fracture Mechanics* 62 (1999) 47–60.
- [34] K.M. Nikbin, D.J. Smith, G.A. Webster, An Engineering Approach to the Prediction of Creep Crack Growth, *J. Eng. Mater. Technol.* 108 (1986) 186.
- [35] F. Mueller, A. Scholz, C. Berger, Creep crack behaviour of a coarse grain nickel-base super alloy, *Materials at High Temperatures* 28 (2011) 103–108.

-
- [36] C.J. Pretty, M.T. Whitaker, S.J. Williams, Thermo-Mechanical Fatigue Crack Growth of RR1000, Materials (Basel, Switzerland) 10 (2017).
- [37] P. Neumann, New experiments concerning the slip processes at propagating fatigue cracks—I, Acta Metallurgica 22 (1974) 1155–1165.
- [38] J. Maierhofer, R. Pippan, H.-P. Ganser, Modified NASGRO equation for physically short cracks, International Journal of Fatigue 59 (2014) 200–207.
- [39] A. Saxena, A model for predicting the effect of frequency on fatigue crack growth behaviour at elevated temperature, Fat Frac Eng Mat Struct 3 (1980) 247–255.
- [40] T. Nicholas, M.L. Heil, G.K. Haritos, Predicting crack growth under thermo-mechanical cycling, Int J Fract 41 (1989) 157–176.
- [41] R.W. Neu, H. Sehitoglu, Thermomechanical fatigue, oxidation, and Creep, MTA 20 (1989) 1769–1783.
- [42] H. Sehitoglu, D.A. Boismier, Thermo-Mechanical Fatigue of Mar-M247: Part 2—Life Prediction, J. Eng. Mater. Technol. 112 (1990) 80.
- [43] F. Mueller, A. Scholz, M. Oechsner, A Proposal for a Straightforward way to estimate Thermo-Mechanical Fatigue Crack Growth, 10th Liège Conference on Materials for Advanced Power Engineering (2014).
- [44] J.L. Bouvard, F. Gallerneau, P. Paulmier, J.-L. Chaboche, A phenomenological model to predict the crack growth in single crystal superalloys at high temperature, International Journal of Fatigue 38 (2012) 130–143.
- [45] R. Bürgel, H.-J. Maier, T. Niendorf, Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik, Handbuch Hochtemperatur- Werkstofftechnik (2011).
- [46] C. Lechner, J. Seume, Stationäre Gasturbinen [Elektronische Ressource] herausgegeben von Christof Lechner, Jörg Seume, Imprint: Springer, Berlin, Heidelberg, Heidelberg Imprint: Springer, 2010.
- [47] C.T. Sims, Superalloys II Ed. by Chester T. Sims, Wiley, New York [u.a.], 1987.
- [48] M. Kosugi, N. Tso, J. Sanchez, First-principles calculation of the Ni-Cr phase diagram, Solid State Ionics 32-33 (1989) 714–720.
- [49] R.C. Reed, The superalloys: Fundamentals and applications, Univ. Press, Cambridge [u.a.], 2008.
- [50] T.M. Pollock, S. Tin, Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines, Journal of Propulsion and Power 22 (2006) 361–374.
- [51] R. Sowa, S. Arabasz, M. Parlinska-Wojtan, Classification and microstructural stability of high generation single crystal Nickel-based superalloys, Zas Mat 57 (2016) 274–281.
- [52] D. Caillard, V. Paidar, A model for the anomalous mechanical properties of nickel-base L12 ordered alloys—I. Dislocations dynamics, Acta Materialia 44 (1996) 2759–2771.
- [53] A. Korner, Incomplete kear-wilsdorf barriers in Ni 3 (Al, Ti), Philosophical Magazine Letters 66 (2006) 141–145.
- [54] N. Birks, G.H. Meier, F.S. Pettit, High-temperature oxidation of metals, 2nd ed., Cambridge University Press, Cambridge, 2006.
- [55] D.J. Young, High temperature oxidation and corrosion of metals, 1st ed., Elsevier, Amsterdam, 2008.
- [56] International Organization for Standardization, Corrosion of metals and alloys - Test method for isothermal-exposure oxidation testing under high-temperature corrosion conditions for metallic materials(ISO 21608), 2012.

-
- [57] L. Wöllmann, Oxidationsverhalten von Nickelgusslegierungen unter anisothermen Bedingungen. Masterthesis, Darmstadt, 2017.
- [58] M. Bensch, A. Sato, N. Warnken, E.E. Affeldt, R.C. Reed, U. Glatzel, Modelling of High Temperature Oxidation of Alumina-Forming Single-Crystal Nickel-Base Superalloys, *Acta Materialia* 60 (2012) 5468–5480.
- [59] M. Bensch, J. Preußner, R. Hüttner, G. Obigodi, S. Virtanen, J. Gabel, U. Glatzel, Modelling and analysis of the oxidation influence on creep behaviour of thin-walled structures of the single-crystal nickel-base superalloy René N5 at 980 °C, *Acta Materialia* 58 (2010) 1607–1617.
- [60] A. Sengupta, S.K. Putatunda, Kinetics of γ' precipitation and its influence on fatigue crack growth behavior of a new single-crystal nickel- based superalloy at room temperature, *JMEP* 2 (1993) 57–68.
- [61] K.M. Kraemer, C. Baumann, F. Mueller, M. Oechsner, On the Corrosive Behaviour of Nickel-based superalloys for turbine engines: Oxide growth and internal microstructural degradation, *Proceedings of the 123himat Conference* (2015) 234–237.
- [62] J.M. Martínez-Esnaola, A. Martín-Meizoso, E.E. Affeldt, A. Bennett, M. Fuentes, HIGH TEMPERATURE FATIGUE IN SINGLE CRYSTAL SUPERALLOYS, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 20 (1997) 771–788.
- [63] W. Hoffelner, High-cycle fatigue-life of the cast nickel base-superalloys in 738 LC and IN 939, *MTA* 13 (1982) 1245–1255.
- [64] P. Heuler, H. Huff, Niedrigschwingspielzahl-Ermüdung (LCF) von Turbinenrädern aus Nickelbasis-Gusswerkstoffen Teil II: Untersuchungen an dem Werkstoff MAR-M247 LC FK HIP: Abschlussbericht zum FVV-Vorhaben Nr. 438, 546th ed., 1994.
- [65] T. Beck, K.-H. Lang, D. Löhe, Interaction of thermally induced and mechanical fatigue, *Trans Indian Inst Met* 63 (2010) 195–202.
- [66] International Organization for Standardization, Metallic materials- Fatigue testing- Strain-controlled thermo-mechanical fatigue testing method(ISO 12111), 2011.
- [67] American Society for Testing and Materials, Standard Practice for Strain Controlled Thermomechanical Fatigue Testing(ASTM E 2368), 2010.
- [68] T. Beck, P. Hähner, H.-J. Kühn, C. Rae, E.E. Affeldt, H. Andersson, A. Köster, M. Marchionni, Thermo-mechanical fatigue - the route to standardisation (“TMF-Standard” project), *Materials and Corrosion* 57 (2006) 53–59.
- [69] M.R. Winstone, K.M. Nikbin, G.A. Webster, Modes of failure under creep/fatigue loading of a nickel-based superalloy, *J Mater Sci* 20 (1985) 2471–2476.
- [70] G.A. Webster, High temperature fatigue crack growth in superalloy blade materials, *Materials Science and Technology* 3 (1987) 716–725.
- [71] J. Gayda, T.P. Gabb, R.V. Miner, Fatigue Crack Propagation of Nickel-Base Superalloys at 650°C, in: H.D. Solomon, G.R. Halford, L.R. Kaisand, B.N. Leis (Eds.), *Low Cycle Fatigue*, ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, 1988, 293-293-17.
- [72] G. Onofrio, Fatigue crack growth of UDIMET 720 Li superalloy at elevated temperature, *International Journal of Fatigue* 23 (2001) 887–895.
- [73] A.M. Tucker, M.B. Henderson, A.J. Wilkinson, N.J. Hide, P.A.S. Reed, High temperature fatigue crack growth in powder processed nickel based superalloy U720Li, *Materials Science and Technology* 18 (2013) 349–353.

-
- [74] H.-J. Christ, K. Wackerman, U. Krupp, On the mechanism of dynamic embrittlement and its effect on fatigue crack propagation in IN718 at 650°C, *Procedia Structural Integrity* 2 (2016) 557–564.
- [75] F. Mueller, A. Scholz, M. Speicher, A. Klenk, Kriechermüdungsrisssbeanspruchung II: Absicherung von Konzepten zur Beschreibung des Rissverhaltens der Legierungen Inconel 706, Inconel 718 und IN-738 LC unter überlagerter Beanspruchung, Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen, Frankfurt.
- [76] J.J. Moverare, D. Gustafsson, Hold-time effect on the thermo-mechanical fatigue crack growth behaviour of Inconel 718, *Materials Science and Engineering: A* 528 (2011) 8660–8670.
- [77] P. Shahinian, K. Sadananda, Creep and fatigue crack growth behavior of some cast nickel-base alloys, *Materials Science and Engineering: A* 108 (1989) 131–140.
- [78] R.W. Hertzberg, *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*, 4th ed., J. Wiley & Sons, New York, 1996.
- [79] D.A. Boismier, H. Sehitoglu, Thermo-Mechanical Fatigue of Mar-M247: Part 1—Experiments, *J. Eng. Mater. Technol.* 112 (1990) 68.
- [80] H.-J. Christ, Effect of environment on thermomechanical fatigue life, *Materials Science and Engineering: A* 468-470 (2007) 98–108.
- [81] Deutscher Dampfkesselausschuß, TRD 301, Technische Regeln für Dampfkessel (TRD), 1994.
- [82] American Society for Testing and Materials, Standard test method for measurement of creep crack growth times and rates in metals (ASTM E 1457), 2015.
- [83] I. Ayesta, B. Izquierdo, J.A. Sánchez, J.M. Ramos, S. Plaza, I. Pombo, N. Ortega, H. Bravo, R. Fradejas, I. Zamakona, Influence of EDM Parameters on Slot Machining in C1023 Aeronautical Alloy, *Procedia CIRP* 6 (2013) 129–134.
- [84] García de la Yedra, A, A. Martín-Meizoso, R. Rodríguez Martín, J.L. Pedrejón, Thermo-mechanical fatigue behaviour and life prediction of C-1023 nickel based superalloy, *Int. J. Eng. Sci. Tech* 3 (2012).
- [85] K. Harris, Erickson G. L., Schwer R. E., Mar M 247 Derivations - CM 247 LS DS Alloy CMSX Single Crystal Alloys: Properties & Performance, in: M. Gell (Ed.), *Superalloys 1984: Proceedings of the Fifth International Symposium on Superalloys*, The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, Pa., 1984.
- [86] E.E. Affeldt, Protokoll der 4. PA-Sitzung zum Vorhaben "TMF-Rissverhalten II", 2015.
- [87] J. Zhao, Untersuchungen zu Kinetik der Oxidschichtbildung und der g'-Verarmung an Nickelgusslegierungen. Masterthesis, Darmstadt, 2013.
- [88] M. Kloos, Charakterisierung der mikrostrukturellen Entwicklung von Nickelbasis-Werkstoffen unter Hochtemperatureinfluss im Bereich der Grenzfläche mit und ohne Beschichtung. Masterthesis, Darmstadt, 2014.
- [89] T.M. Müller, Methodenentwicklung zur Bewertung des OXidationsverhaltens von Nickelgusslegierungen unter anisothermen Bedingungen. Bachelorthesis, Darmstadt, 2015.
- [90] B. Albert, R. Völkl, U. Glatzel, High-Temperature Oxidation Behavior of Two Nickel-Based Superalloys Produced by Metal Injection Molding for Aero Engine Applications, *Metall and Mat Trans A* 45 (2014) 4561–4571.
- [91] M.-S. Chiou, S.-R. Jian, A.-C. Yeh, C.-M. Kuo, Effects of Al Addition on the High Temperature Oxidation Behavior of CM-247 LC Ni-Based Superalloy, in: *PRICM*, John Wiley & Sons, Inc, 2013, pp. 521–527.
-

-
- [92] D.K. Das, V. Singh, S.V. Joshi, High temperature oxidation behaviour of directionally solidified nickel base superalloy CM-247LC, *Materials Science and Technology* 19 (2013) 695–708.
- [93] International Organization for Standardization, Corrosion of metals and alloys - Test method for thermal-cycling exposure testing under hightemperature corrosion conditions for metallic materials(ISO 13573), 2012.
- [94] American Society for Testing and Materials, Standard Test Method for Creep-Fatigue Crack Growth Testing(ASTM E 2760), 2010.
- [95] S. Eckmann, C. Schweizer, Characterization of fatigue crack growth, damage mechanisms and damage evolution of the nickel-based superalloys MAR-M247 CC (HIP) and CM-247 LC under thermomechanical fatigue loading using in situ optical microscopy, *International Journal of Fatigue* 99 (2017) 235–241.
- [96] R. Brandt, C. Bird, G. Neuer, Emissivity reference paints for high temperature applications, *Measurement* 41 (2008) 731–736.
- [97] J. Jones, S.P. Brookes, M.T. Whittaker, R.J. Lancaster, Non-invasive temperature measurement and control techniques under thermomechanical fatigue loading, *Materials Science and Technology* 30 (2014) 1862–1876.
- [98] K.M. Kraemer, K. Langschwager, F. Mueller, M. Oechsner, Observation of the local deformation behaviour of coarse grained nickel cast alloys under thermo-mechanical fatigue loading using digital image correlation, in: T. Beck, E. Charkaluk (Eds.), *LCF 8: Eighth International Conference on Low Cycle Fatigue June 27-29, 2017, Dresden, Germany*, DVM e.V, Berlin, 2017, pp. 213–218.
- [99] L.F. Serrano, C. Schweizer, M. Oechsner, A. Scholz, F. Mueller, C. Berger, P. Gumbsch, M. Schlesinger, S. Eckmann, Rissverhalten unter anisothermen Beanspruchungsbedingungen - Berechnungsverfahren für Nickelbasislegierungen: Abschlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben Nr. 15 525 N, 2011.
- [100] K.M. Kraemer, F. Mueller, M. Oechsner, Application-oriented description of time-/temperature dependent crack growth in a conventionally cast nickel-based superalloy, *International Journal of Fatigue* 96 (2017) 78–88.
- [101] K.M. Kraemer, F. Mueller, C. Kontermann, M. Oechsner, Estimation of fatigue crack growth under complex loading using an accumulative approach, *Materials at High Temperatures* 3 (2017) 1–12.
- [102] García de la Yedra, A, J.L. Pedrejón, A. Martín-Meizoso, Thermo-mechanical fatigue tests on MarM-247 nickel-based superalloy using the direct resistance method, *Materials at High Temperatures* 30 (2013) 19–26.
- [103] S.S. Shapiro, M.B. Wilk, An Analysis of Variance Test for Normality (Complete Samples), *Biometrika* 52 (1965) 591.
- [104] K. Krämer, Tentative Untersuchungen zur Impfprophylaxe mit gereinigtem Flagellin aus *Salmonella typhimurium* var. copenhagen bei Tauben /*Columba livia*, Gmel., 1789, var. dom. / und Hähnen /*Gallus gallus*, L., 1758, var. dom. Dissertation, München, 1984.
- [105] T. Seifert, H. Riedel, Mechanism-based thermomechanical fatigue life prediction of cast iron. Part I, *International Journal of Fatigue* 32 (2010) 1358–1367.
- [106] K.M. Kraemer, F. Mueller, M. Oechsner, A. Riva, D. Dimaggio, E. Vacchieri, E. Poggio, Estimation of thermo-mechanical fatigue crack growth using an accumulative approach based on isothermal test data, *International Journal of Fatigue* 99 (2017) 250–257.

-
- [107] International Organization for Standardization, Metallic Materials - Fatigue testing - Axial-strain-controlled method, 1st ed.(ISO 12106:2003), 2003.
- [108] H.J. Kühn, B. Rehmer, B. Skrotzki, THERMOMECHANICAL FATIGUE OF HEAT RESISTANT AUSTENITIC CAST IRON EN-GJSA-XNISICR35-5-2 (NI-RESIST D-5S). www.tmf-workshop.bam.de/en/tmf_media/tmf-workshop2016_rehmer_kuehn_skrotzki.pdf.
- [109] M. Göbel, A. Rahmel, M. Schtze, The isothermal-oxidation behavior of several nickel-base single-crystal superalloys with and without coatings, *Oxid Met* 39 (1993) 231–261.
- [110] T.-F. Chen, G.&n. Tiwari, Prasad, Y. Iijima, K. Yamauchi, Volume and Grain Boundary Diffusion of Chromium in Ni-Base Ni-Cr-Fe Alloys, *Mater. Trans.* 44 (2003) 40–46.
- [111] A.P. Gordon, M.D. Trexler, R.W. Neu, T.J. Sanders, D.L. McDowell, Corrosion kinetics of a directionally solidified Ni-base superalloy, *Acta Materialia* 55 (2007) 3375–3385.
- [112] E.J. Opila, D.L. Myers, N.S. Jacobson, I.M.B. Nielsen, D.F. Johnson, J.K. Olminky, M.D. Allendorf, Theoretical and experimental investigation of the thermochemistry of $\text{CrO}_2(\text{OH})_2(\text{g})$, *The journal of physical chemistry. A* 111 (2007) 1971–1980.
- [113] B.B. Ebbinghaus, Thermodynamics of gas phase chromium species, *Combustion and Flame* 93 (1993) 119–137.

Abbildungsverzeichnis

Bild 1-1:	Links: Werkstoffauswahl für Turbofan-Strahltriebwerke aus [1]; Rechts: Belastung eines Turbofan-Strahltriebwerksbauteils während einer „Design-Mission“ nach [2]	1
Bild 1-2:	links: Last- und Temperaturverlauf vereinfachter TMF-Zyklusformen; rechts: Thermo-mechanische Ermüdungsbeanspruchung verschiedener Bereiche in einem innengekühltem Turbinenschaufelsegment (aus [3])	2
Bild 1-3:	a) Rissinitiierung an Kühlluftbohrungen in einer Brennkammerkomponente aus [4]; b) Mikroriss ausgehend von einer Pore in einem Einkristall-Nickelguss aus [5]; c) Übersprung von Rissen aus der Haftvermittlerschicht in das Nickel-Substrat aus [6] ...	2
Bild 2-1:	Rissöffnungsmoden, nach [12]	5
Bild 2-2:	Rissspitzensituation in der linear-elastischen Bruchmechanik; links: Spannungsverlauf unter Modus I-Beanspruchung, rechts: Rissspitzenfeld im K-Konzept, nach [12]	5
Bild 2-3:	Viertel-elliptischer Eckanriss in quadratischer Querschnittsfläche	6
Bild 2-4:	Symmetrischer Anriss an einer Bohrung, aus [4]	7
Bild 2-5:	Größe der plastischen Zone nach Irwin; links: Abschätzung 1. Ordnung, rechts: Abschätzung 2. Ordnung, nach [17]	8
Bild 2-6:	Kraft-Verschiebungskurven für zwei unterschiedliche Risslängen bei konstanter Last	10
Bild 2-7:	Vergleich verschiedener empirischer Korrekturfunktionen aus [27]	12
Bild 2-8:	Zeitliche Entwicklung des Rissspitzenfeldes, nach [12]	13
Bild 2-9:	Risswachstum bei Kleinbereichsfließen, nach [12]	14
Bild 2-10:	Vergleich der Modellgrenzen mit Messwerten für alle untersuchten Materialien, nach [34]	15
Bild 2-11:	Vergleich des Modells zur unstetigen Kriechrissausbreitung mit Kriechrissgeschwindigkeitsmessungen; links: in IN-738 LC ($\lambda=0,85$) aus [35], rechts: in C1023 und CM-247 LC ($\lambda=0,75$) aus [9].	16
Bild 2-12:	Auftragung der gemessenen Rissfortschrittsraten über dem Dehnungsintensitätsfaktor aus [11]	17
Bild 2-13:	links: Skizze zur zyklischen Rissspitzenöffnung; rechts: Korrelation zwischen Risswachstum und $\Delta CTOD_{eff}^{(t)}$ für isotherme und TMF-Versuche an M-247, aus [9]	18
Bild 2-14:	links: Skizze zur Bestimmung der reversiblen Verformungsarbeit, rechts: Korrelation zwischen Risswachstum und P_{eff} für isotherme und anisotherme Versuche an C1023 aus [27]	19
Bild 2-15:	links: Messwerte und Modellvorhersagen für den Rissfortschritt in TMF-Zyklen mit verschiedenen Phasenverschiebungen aus [40], rechts: und Vergleich zwischen Modell und experimentellen Messwerten aus [44]	20
Bild 2-16:	links: Nickelreiche Seite des binären Ni-Al-Phasendiagramm aus [45], rechts: Skizze der Gefügebestandteile von Nickelgusslegierungen aus [47]	22
Bild 2-17:	Skizzierter Verlauf der 0,2%-Dehngrenze als Funktion der Temperatur; links: von Nickel-Superlegierungen, rechts: von Ni_3Al , nach [47]	24
Bild 2-18:	Schematische Darstellung der Gefügestruktur aus verschiedenen Gussvarianten; konventionell vergossen (CC), gerichtet erstarrt (DS) und einkristallin (SX), nach [45]	25
Bild 2-19:	Diffusionsströme in oxydischen Passivschichten nach Wagner [54]	26
Bild 2-20:	Oxidschichtdicke aus Auslagerungsversuchen im Temperaturbereich 850 °C bis 1050 °C verschiedener Nickelgusslegierungen; links: M-247 Varianten mit sub-parabolischer Anpassung, rechts: C1023 mit parabolischer Anpassung; Daten aus [9] und [57]	27
Bild 2-21:	Schema einer oxidierten Nickelgussoberfläche aus [58]	28
Bild 2-22:	Element- und Härteverlauf in der γ' -Verarmungszone aus einem Auslagerungsversuch an René 80 bei 1050 °C für 120 h, aus [61]	29

Bild 2-23:	Links: Einfluss des Spannungsverhältnisses aus [28], rechts: Einfluss der Regelgröße aus [9].....	30
Bild 2-24:	Isothermes Rissfortschrittsverhalten von Nickelgusslegierungen; links: Mar-M 247 CC HIP aus [49], rechts: MAR-M247 LC FK (HIP) aus [64]	31
Bild 2-25:	Kraft-Verschiebungskurven des Werkstoffs MAR-M247 CC (HIP) bei unterschiedlichen Risstiefen; links: bei 750 °C, rechts: bei 950 °C [4]	31
Bild 2-26:	Vergleich von nominierten Rissfortschrittsraten bei zwei ΔK_I -Werten aus isothermen und anisothermen und Versuchen an RR1000, aus [36]	32
Bild 2-27:	Vergleich von Rissfortschrittsraten aus kraft- und dehnungs-kontrollierten TMF-Versuchen an M-247, Daten aus [36]	33
Bild 2-28	links: Prüffrequenzeinfluss auf das Rissfortschrittsverhalten der Nickellegierung AP1 bei 700 °C [69], rechts: Einfluss einer Zughaltezeit auf das Rissfortschrittsverhalten in M-247 [9]	34
Bild 2-29:	Effekt der Prüffrequenz bzw. Zughaltezeiten auf die Rissfortschrittsrate an Luft und im Vakuum; links: in René 95 aus [71], rechts: an Udimet 720 Li aus [72]	34
Bild 2-30:	Rissverläufe aus Ermüdungsrissversuchen an Udimet 720 bei 650 °C; links: an Luft, rechts: unter Vakuum; aus [73].....	35
Bild 2-31:	Vakuumeinfluss in den Nickellegierungen René 80 und In 738 bei 927 °C, links: unter Ermüdungsbelastung, rechts: unter statischer Belastung; aus [77]	36
Bild 2-32:	links: Kriechrissinitiation in IN-738 LC in der Nähe der Rissstartkerbe, rechts: zugehörige EBSD Aufnahme zur Visualisierung von Kornorientierungen, aus [75]	36
Bild 2-33:	Transkristalline Oberflächenrisse aus OP-TMF-Belastung mit Verarmungszonen an den Risspitzen und -flanken; links: in C1023, rechts: in MAR-M 247; aus [4]	37
Bild 3-1:	Prinzipskizze zum Ablauf der Kalibrierung und Validierung eines linearen Akkumulationsmodells	39
Bild 4-1:	Schematische Darstellung des Rissfortschrittsmechanismus in einem Lastzyklus mit Haltezeiten und der Entwicklung der entstehenden Schädigungszone an der Risspitze	41
Bild 4-2:	Exemplarische Darstellung einer Zyklusunterteilung für einen IP-TMF-Lastzyklus mit Haltezeit und $R_\sigma = -1$	42
Bild 4-3:	Wert der Korrekturfunktion $U(R)$ (Effektive Schwingweite) in Abhängigkeit des Lastverhältnis – Beispiel berechnet für M-247-Legierungen bei 950 °C und einer Maximallast von $\sigma_{\max} = 275 \text{ MPa}$ ($\approx 60 \% R_{p0.2}$)	46
Bild 5-1:	Verschiedene Strukturebenen des Gefüges von C1023: a) Kornstruktur; b) Dendritenstruktur und Porosität; c) γ/γ' -Gefüge und Karbidausscheidungen an Korngrenzen	49
Bild 5-2:	Verschiedene Strukturebenen des Gefüges von CM-247 LC: a) Kornstruktur; b) Dendritenstruktur; c) Eutektikum, γ' - und Karbidausscheidungen.....	51
Bild 5-3:	0,2%-Dehngrenze und E-Modul in Abhängigkeit der Temperatur aus Warmzugversuchen; links: C1023, rechts: Mar-M 247 CC HIP, aus [4].....	52
Bild 5-4:	Minimale Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Nennspannung und Temperatur aus Kriechversuchen; links: C1023; rechts: Mar-M 247 CC HIP, aus [9]	52
Bild 6-1:	Geometrie Oxidationsprobe IfW Typ D	56
Bild 6-2:	Geometrie Corner-Crack Probe für Ermüdungsrissversuche (IfW)	57
Bild 6-3:	Geometrie Lochprobe Typ 1	57
Bild 6-4:	Geometrie Lochprobe Typ 2.....	57
Bild 6-5:	Geometrie Hohlprobe	58
Bild 6-6:	Prüfaufbau DPM 1 für isotherme und anisotherme Ermüdungsrissversuche, IfW Darmstadt a) Übersicht, b) Nahaufnahme	59
Bild 6-7:	Links: Temperaturverteilung in der Prüfzone einer Lochprobe bei 950 °C, rechts: Gemittelte Temperatur im Messbereich einer Lochprobe während eines TMF-Zyklus von $T = 300 \text{ °C} - 950 \text{ °C}$ - Vergleich mit Sollwertkurve	60

Bild 6-8:	Temperaturverteilung in der Prüfzone einer Lochprobe während eines TMF-Zyklus von $T = 300\text{ °C} - 950\text{ °C}$	60
Bild 6-9:	Potentialabgriff an Corner-Crack Proben (IfW)	61
Bild 6-10:	Potentialabgriff an Lochproben Typ 1 (IfW)	61
Bild 6-11:	Links: Vermessung der Anfangs- und Endrisslängen an einer Corner-Crack Probe, rechts: Vermessung der Endrisslänge an einer Lochprobe Typ 1.....	61
Bild 7-1:	Chemische und mechanische Charakterisierung der entstandenen γ' -Verarmungszone nach 4 h bei 1050 °C ; a) in C1023, b) in M-247 LC SX	63
Bild 7-2:	Beispiel für die Vermessung der γ' -Verarmungszone an einer Oxidationsprobe aus CM-247 LC	63
Bild 7-3:	Gemessene γ' -Verarmungszone aus isothermen und zyklischen Auslagerungsversuchen an M-247 Gussvarianten mit angepasster, temperaturabhängiger Beschreibung nach Gleichung 4-2.....	64
Bild 7-4:	Vergleich von inter- und extrapolierten Verläufen des Wachstumsmodells zur γ' -Verarmung mit Literaturdaten.....	64
Bild 7-5:	Gemessene γ' -Verarmungszone aus isothermen und zyklischen Auslagerungsversuchen an C1023 mit angepasster, temperaturabhängiger Beschreibung nach Gleichung 4-2	65
Bild 7-6:	Darstellung des γ' -Verarmungszone-wachstums ohne Temperatureinfluss zur Bewertung der Messwertstreuung und der Qualität der Modellanpassung; links: für M-247 Gussvarianten, rechts: für C1023.....	65
Bild 7-7:	Aufgeschwungene Rissausbreitungsflächen aus Kriechrissversuchen an Corner-Crack-Proben: a) C1023 bei 950 °C ; b) CM-247 LC bei 950 °C	66
Bild 7-8:	Kriechrissverlauf in C1023 bei 950 °C (aus Versuch cEN95cc5): a) Übersicht; b) Ende der primären Kriechrissausbreitung; c) Sekundärrisse im Ligament ohne Verarmungszone	67
Bild 7-9:	Kriechrissspitzenbereiche in M-247 CC: a) mit Mikrorissen um die Risspitze (aus Versuch dBG85cc2, 850 °C); b) mit unterbrochenem Rissverlauf und Ausbruch (aus Versuch dBJ95cc3 bei 950 °C)	68
Bild 7-10:	Kriechrissfortschrittsgeschwindigkeit in M-247 Gussvarianten in Abhängigkeit der Temperatur mit Anpassung von Gleichung 4-5	70
Bild 7-11:	Kriechrissfortschrittsgeschwindigkeit in C1023 in Abhängigkeit der Temperatur mit Anpassung von Gleichung 4-5	70
Bild 7-12:	Vergleich der Kriechrissfortschrittsmodelle links: nach Gleichung 2-40, rechts: nach Gleichung 2-41 (rechts); angewendet auf Versuche an M-247.....	71
Bild 7-13:	Vergleich der Kriechrissfortschrittsmodelle links: nach Gleichung 2-40, rechts: nach Gleichung 2-41 (rechts); angewendet auf Versuche an C1023.....	71
Bild 7-14:	Temperaturabhängigkeit des Ermüdungsrissfortschritts in C1023, dargestellt gegenüber verschiedenen bruchmechanischen Lastparametern: a) ΔK_I , b) ΔJ , c) $\Delta CTOD$ 72	
Bild 7-15:	Ermüdungsrissverlauf in CM-247 LC bei 950 °C , Lastzyklus 1-1-1-1, mit γ' -Verarmungszone (aus Versuch dBJ95cc2): a) Übersicht; b) Vergrößerung; c) Nahaufnahme der Risspitze.....	73
Bild 7-16:	Rissflanke eines Ermüdungsrissversuch an C1023 bei 750 °C , Lastzyklus 1-1-1-1, (aus Versuch cEN75cc5) ohne erkennbare Verarmungszone, aus [27]	74
Bild 7-17:	Anpassung der Ermüdungsrissfortschrittsrate in M-247-Gussvarianten im Temperaturbereich $300-850\text{ °C}$, beschrieben mittels effektivem Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K_{I,eff}$, nach Gleichung 4-10	76
Bild 7-18:	Anpassung der Ermüdungsrissfortschrittsrate in C1023 im Temperaturbereich $300-750\text{ °C}$, beschrieben mittels effektivem Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K_{I,eff}$, nach Gleichung 4-10.....	76
Bild 8-1:	Vergleich des berechneten Rissfortschritts mit den Messwerten aus einem isothermen, dehnungsgeregelten Ermüdungsrissversuch an C1023 bei 950 °C ; links: Rissfortschrittsrate, rechts: Risslängenverlauf.....	79

Bild 8-2:	Vergleich des berechneten Rissfortschritts mit den Messwerten aus einem isothermen, dehnungsgeregelten Ermüdungsrissversuch an CM-247 LC bei 950 °C; links: Rissfortschrittsrate, rechts: Risslängenverlauf.....	80
Bild 8-3:	links: Verlauf der Spannungsspitzenwerte aus Versuch dBJ95cc1, rechts: Nachrechnung der Risslängenverlaufs basierend auf drei Lastzyklen.....	81
Bild 8-4:	Berechnete Schädigungsanteile für isotherme, dehnungsgeregelte Ermüdungsrissversuche bei 950 °C; links: an C1023, rechts: an CM-247 LC.....	81
Bild 8-5:	Rissverläufe aus dehnungsgeregelten FCG-Versuchen bei 950 °C; oben: an C1023 (Versuch cEO95cc1) a) Bereich der Rissstartkerbe, b) Rissspitze; unten: an CM-247 LC (Versuch dBJ95cc2) c) Bereich der Rissstartkerbe, d) Rissspitze.....	82
Bild 8-6:	Modellergebnisse für einen isothermen Kriechermüdungsrissversuch an C1023 mit 300 s Zughaltezeit bei 850 °C; links: Vergleich der berechneten Rissfortschrittsraten mit den Messwerten aus Versuch ZY2-2-11, rechts: berechnete Schädigungsanteile.....	83
Bild 8-7:	Rissverlauf aus einem CFCG-Versuch an C1023 mit 300 s Zughaltezeit bei 850 °C (Versuch ZY2-2-11) a) Übersicht, b) Rissverlauf mit Verarmungszone, c) Rissspitze mit interkristallinen Mikrorissen.....	83
Bild 8-8:	Modellergebnisse für einen isothermen Kriechermüdungsrissversuch an C1023 mit 300 s Zughaltezeit bei 950 °C; links: Vergleich der berechneten Rissfortschrittsraten mit den Messwerten aus Versuch ZY2-2-12, rechts: berechnete Schädigungsanteile.....	84
Bild 8-9:	Rissverlauf aus einem CFCG-Versuchen an C1023 mit 300 s Zughaltezeit bei 950 °C (Versuch ZY2-2-12) a) Übersicht, b) sekundäre interkristalline Risse im Volumen, c) Hauptriss mit Rissverästelung und interkristallinem Rissverlauf	84
Bild 8-10:	Modellergebnisse für kraftgeregelte TMFCG-Versuche mit verschiedenen Phasenbeziehungen an Corner-Crack-Proben aus Mar-M 247 CC HIP, Vergleich der berechneten Rissfortschrittsraten; links: OP-TMF-Bedingungen (Versuch M34), rechts: IP-TMF-Bedingungen (Versuch M30).....	85
Bild 8-11:	Modellergebnisse für kraftgeregelte IP-TMFCG-Versuche an Corner-Crack-Proben aus C1023, Vergleich der berechneten Rissfortschrittsraten; links: ohne Haltezeit (Versuch ZY2-2-13), rechts: mit 300 s-Zughaltezeit (Versuch ZY2-2-16)	86
Bild 8-12:	Berechnete Schädigungsanteile für kraftgeregelte IP-TMF-Rissversuche an Corner-Crack-Proben aus C1023, Vergleich der berechneten Rissfortschrittsraten; links: ohne Haltezeit (Versuch ZY2-2-13), rechts: 300 s Haltezeit (Versuch ZY2-2-16) ...	86
Bild 8-13:	In-situ Beobachtung des Rissfortschritts während eines kraftgeregelten IP-TMFCG-Versuchs an C1023 ohne Haltezeit (Versuch ZY2-2-13) a) Versuchsbeginn, b) Versuchsende.....	86
Bild 8-14:	In-situ Beobachtung des Rissfortschritts während kraftgeregelten IP-TMFCG-Versuchen an C1023 mit 300 s Haltezeit bei 850 °C (Versuch ZY2-2-16) a) Versuchsbeginn, b) Versuchsende.....	87
Bild 8-15:	Modellergebnisse für dehnungsgeregelte OP-TMFCG-Versuche mit 300 s-Druckhaltezeit an Corner-Crack-Proben; Vergleich der berechneten Rissfortschrittsraten; links: an CM-247 LC (Versuch dBJ95cc12), rechts: an C1023 (Versuch cEO95cc12).....	87
Bild 8-16:	Modellierungsergebnis für einen OP-TMFCG-Versuch mit 300 s-Haltezeit (dBJ95cc13); links: berechnete Rissfortschrittsraten, rechts: relative Anteile der Rissfortschrittsterme.....	88
Bild 8-17:	Metallographische Aufnahmen des Rissverlaufs aus einem OP-TMFCG-Versuch mit 300 s-Haltezeit (Versuch dBJ95cc13); a) Übersicht, b) Ende des Startrisses, c) oberer Rissverlauf mit oxidierten Nebenrissen und Verarmungszone, d) Rissspitze	88
Bild 8-18:	Modellierungsergebnis für einen IP-TMFCG-Versuch mit 300 s-Haltezeit (dBJ95cc14); links: berechnete Rissfortschrittsraten, rechts: relative Anteile der Rissfortschrittsterme.....	89

Bild 8-19:	Metallographische Aufnahmen des Rissverlaufs aus einem IP-TMFCG-Versuch mit 300 s-Haltezeit (Versuch dBJ95cc14); a) Übersicht, b) Rissverzweigung und -stopp in einem Korn, c) Interkristalline Rissfortsetzung ohne Oxidationserscheinungen	89
Bild 8-20:	Modellierungsergebnis für einen IP-TMFCG-Versuch ohne Haltezeit (dBJ95cc15); links: berechnete Rissfortschrittsraten, rechts: relative Anteile der Rissfortschrittsterme	90
Bild 8-21:	Metallographische Aufnahmen des Rissverlaufs aus einem IP-TMFCG-Versuch mit 300 s-Haltezeit (Versuch dBJ95cc15); a) Übersicht, b) Ende des Startrisses, c) Stopp des primären Risses, d) Interdendritische Rissfortsetzung	90
Bild 8-22:	Vergleich des berechneten Rissfortschritts mit den Messwerten aus dehnungsgeregelten FCG-Versuchen an Lochproben Typ 1; links: C1023 bei 850 °C, rechts: Mar-M 247 CC HIP bei 1050 °C	91
Bild 8-23:	Versuchsergebnisse aus CFCG-Versuch dBJ95dl1; a) Spannungsspitzenwerte, b) Prüfzone mit mehreren sichtbaren Rissen, c) Korrelation der Risspfade mit Korngrenzen auf der Oberfläche	92
Bild 8-24:	Darstellung des lokalen Dehnfelds (Dehnung in Lastrichtung) und der wachsenden Risse in der Prüfzone während der Zugphase in verschiedenen Lastzyklen N aus Versuch dBJ95dl1	93
Bild 8-25:	Modellierungsergebnis für einen CFCG-Versuch an einer Lochprobe Typ 1 mit 300 s-Zughaltezeit (dBJ95dl1); links: Risslänge, rechts: relative Anteile der Rissfortschrittsterme	93
Bild 8-26:	Elektronenmikroskopische Untersuchung der Rissspitzen im Prüfzonenbereich der CFCG-Probe dBJ95dl1; a) Übersicht, b) Riss ausgehend von der Bohrung, c) Riss ausgehend vom linken Probenrand	94
Bild 8-27:	Vergleich des berechneten Rissfortschritts mit den Messwerten aus dehnungsgeregelten OP-TMF-Versuchen ohne Haltezeit; links: an einer Lochprobe Typ 1, rechts: an einer Lochprobe Typ 2	95
Bild 8-28:	Vergleich des berechneten Rissfortschritts mit den Messwerten aus dehnungsgeregelten IP-TMF-Versuchen ohne Haltezeit; links: an einer Lochprobe Typ 1, rechts: an einer Lochprobe Typ 2	96
Bild 8-29:	Modellierungsergebnisse für dehnungsgeregelte TMF-Versuche mit 300 s-Haltezeit an Lochproben Typ 1, Vergleich der berechneten Rissfortschrittsraten; links: OP-TMF-Versuch an CM-247 LC (Versuch dBJ95dl11), rechts: IP-TMF-Versuch an C1023 (Versuch dBJ95dl12)	96
Bild 8-30:	Rissverlauf aus IP-TMF-Belastung an einer Lochprobe Typ 1 (Versuch dBJ95dl12): a): Probe nach Versuchsende, b): EBSD-Teilaufnahme der Prüfzone mit Bohrung	97
Bild 8-31:	Modellierungsergebnis für einen IP-TMF-Versuch an einer Lochprobe Typ 1 mit 300 s-Zughaltezeit (dBJ95dl12); links: Risslänge, rechts: relative Anteile der Rissfortschrittsterme	97
Bild 8-32:	Rissverlauf aus OP-TMF-Belastung an einer Lochprobe Typ 1 (Versuch cEO95dl11): a) : gebrochene Probe, b) : EBSD-Teilaufnahme der unteren Probenhälfte	98
Bild 8-33:	Modellierungsergebnis für einen OP-TMF-Versuch an einer Lochprobe Typ 1 mit 300 s-Druckhaltezeit (cEO95dl11); links: Risslänge, rechts: relative Anteile der Rissfortschrittsterme	98
Bild 8-34:	Gegenüberstellung der berechneten Zyklenzahl zu einem Risswachstum von $\Delta a = 1, 2 \text{ mm}$ und a_{max} mit den experimentellen Ergebnissen an C1023	100
Bild 8-35:	Gegenüberstellung der berechneten Zyklenzahl zu einem Risswachstum von $\Delta a = 1, 2 \text{ mm}$ und a_{max} mit den experimentellen Ergebnissen an M-247 Varianten	100
Bild 8-36:	Darstellung der logarithmierten Verhältnisse zwischen Modellvorhersage und experimenteller Bestimmung der maximalen Zyklenzahl; links: C1023, rechts: M-247	102

Bild 8-37:	Symbollegende zur Kennzeichnung von Lastzyklusformen der Validierungsversuche an C1023, wie verwendet in den Bildern Bild 8-38, Bild 8-39 und Bild 8-40	105
Bild 8-38:	Einfluss der Anpassung des Ermüdungsrisssfortschrittsterms auf das Gesamtergebnis der Validierungsversuche an C1023; links: Variierung der Anpassung, rechts: Modellvorhersage der Endrisslänge für verschiedene Ermüdungsrisssparameter	105
Bild 8-39:	Einfluss der Anpassung des Kriechrissterms auf das Gesamtergebnis der Validierungsversuche an C1023; links: Variierung der Anpassung, rechts: Modellvorhersage der Endrisslänge für verschiedene Kriechrisssparameter	106
Bild 8-40:	Einfluss der Anpassung des Oxidationsterms auf das Gesamtergebnis der Validierungsversuche an C1023; links: Variierung der Anpassung, rechts: Modellvorhersage der Endrisslänge für verschiedene Oxidationsparameter	107
Bild 9-1:	Programmablaufplan zur Rissfortschrittsberechnung mit <i>OCFPy</i>	111
Bild 9-2:	Achtel-Modell der Prüfzone einer Lochprobe Typ 1 mit Kontaktfläche und 0,1 mm-Sektionen in der Rissfortschrittsebene	113
Bild 9-3:	Skizze zur Erstellung einer synthetischen Anrisskennlinie basierend auf FE-Berechnungen und O.C.F.-Modellergebnissen	114
Bild 9-4:	Spannungsspitzenwerte aus Ramberg-Osgood-Berechnungen im Vergleich mit Ergebnissen aus TMF-Versuchen an Lochproben Typ 1 aus Mar-M 247CC HIP; links: für OP-TMF-Bedingungen, rechts: für IP-TMF-Bedingungen	115
Bild 9-5:	Synthetische Dehnwechsel-Anrisskennlinie für 1 mm-Anrisslänge in Lochproben Typ 1 aus Ramberg-Osgood- und O.C.F.-Berechnungen	115
Bild A-1:	Spannungs-Dehnungs-Hysteresen aus OP-TMF-Versuchen an ungekerbten Rundproben aus C1023, Links: mech. Dehnschwingweite $\Delta\epsilon_{\text{mech}} = 0,28\%$, Rechts: $\Delta\epsilon_{\text{mech}} = 0,56\%$	123
Bild A-2:	Spannungs-Dehnungs-Hysteresen aus IP-TMF-Versuchen an ungekerbten Rundproben aus C1023, Links: mech. Dehnschwingweite $\Delta\epsilon_{\text{mech}} = 0,50\%$, Rechts: $\Delta\epsilon_{\text{mech}} = 0,56\%$	123
Bild A-3:	Zeitlicher Spannungs-Spitzenwertverlauf von OP-TMF-Versuchen mit und ohne Haltezeiten an Lochproben Typ 1, Links: C1023, Rechts: CM-247 LC	125
Bild A-4:	Links: Zeitlicher Spannungs-Spitzenwertverlauf aus IP-TMF-Versuch cEO85dl12 mit Haltezeit an einer Lochprobe Typ 1 aus C1023, Rechts: Prüfzone von Probe cEO85dl12 nach dem Versuch mit primären Rissen an der Bohrung und sekundären Rissen	126
Bild A-5:	Zeitlicher Spannungs-Spitzenwertverlauf von IP-TMF-Versuchen mit und ohne Haltezeiten an Lochproben Typ 1 aus CM-247 LC	126
Bild B-1:	Proben und keramische Behälter der drei untersuchten Werkstoffe nach 24 h bei 1050 °C	127
Bild B-2:	Oxidschicht und γ' -Verarmungszone - MAR-M 247 CC HIP nach 120 h bei 1050 °C	128
Bild B-3:	EDX-Mapping der Randzone / Mar-M 247 CC HIP - 1050 °C, 1 h; a): SE-Kontrast, b) Verteilung Sauerstoff; c) Verteilung Aluminium, d) Verteilung Chrom	129
Bild B-4:	EDX-Mapping der Randzone / Mar-M 247 CC HIP - 1050 °C, 4 h; a): SE-Kontrast, b) Verteilung Sauerstoff; c) Verteilung Aluminium, d) Verteilung Chrom	129
Bild B-5:	EDX-Mapping der Randzone / Mar-M 247 CC HIP - 1050 °C, 120 h; a): SE-Kontrast, b) Verteilung Sauerstoff; c) Verteilung Aluminium, d) Verteilung Chrom	130
Bild B-6:	EDX-Mapping der Randzone / M-247 LC SX - 1050 °C, 4 h; a): SE-Kontrast, b) Verteilung Sauerstoff; c) Verteilung Aluminium, d) Verteilung Chrom	131
Bild B-7:	EDX-Mapping der Randzone / C1023 - 950 °C, 24 h; a): SE-Kontrast, b) Verteilung Sauerstoff; c) Verteilung Aluminium, d) Verteilung Chrom	133
Bild B-8:	EDX-Mapping der Randzone / C1023 - 1050 °C, 24 h; a): SE-Kontrast, b) Verteilung Sauerstoff; c) Verteilung Aluminium, d) Verteilung Chrom	133

Bild B-9	Schema der entstehenden Oxidschichten und Klassifizierung der untersuchten Nickelgusslegierungen nach Tabelle 2-2 aus [61]	134
----------	--	-----

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1:	Wichtigste Legierungselemente in Nickelgusslegierungen aus [45]	23
Tabelle 2-2:	Kategorien von Nickellegierungen nach ihrem Oxidationsverhalten (aus [45]) 26	
Tabelle 3-1:	Übersicht der nötigen experimentellen Untersuchungen im Rahmen der Arbeit 40	
Tabelle 5-1:	Legierungszusammensetzung der untersuchten Werkstoffcharge von C1023 aus GD-OES-Messung	48
Tabelle 5-2:	Quantitative Gefügeanalyse von C1023 aus [9]	48
Tabelle 5-3:	Legierungszusammensetzung der Untersuchten Werkstoffcharge von CM-247 LC aus GD-OES-Messung	50
Tabelle 5-4:	Quantitative Gefügeanalyse von CM-247 LC aus [9]	50
Tabelle 6-1:	Versuchsmatrix zur Modellparametererfassung	54
Tabelle 6-2:	Versuchsmatrix zur Modellvalidierung unter isothermer Beanspruchung	55
Tabelle 6-3:	Versuchsmatrix zur Modellvalidierung unter TMF-Beanspruchung	55
Tabelle 7-1:	Übersicht der Kriechrissversuche zur Modellkalibrierung an M- 247 Gussvarianten	69
Tabelle 7-2:	Übersicht der Kriechrissversuche zur Modellkalibrierung an C1023	69
Tabelle 7-3:	Übersicht der Ermüdungsrissversuche zur Modellkalibrierung an C1023, Daten aus [4]	75
Tabelle 7-4:	Übersicht der Ermüdungsrissversuche zur Modellkalibrierung an M-247- Varianten, Daten aus [4] und [8]	75
Tabelle 7-5:	O.C.F.-Modellparameter für beide Versuchswerkstoffe	77
Tabelle 7-6:	Streckgrenze $R_{p0,2}$ der Versuchswerkstoffe in Abhängigkeit der Temperatur aus [99]	77
Tabelle 8-1:	Berechnung der Rissfortschrittsinkremente basierend auf verschiedenen Lastzyklen aus CFCG-Versuch dBJ95dl1	94
Tabelle 8-2:	Parameter der Normalverteilung der logarithmierten Verhältnisse $\ln(N_{O.C.F.}/N_{exp})$ für C1023-Versuche und Ergebnis des Shapiro-Wilk-Tests	102
Tabelle 8-3:	Parameter der Normalverteilung der logarithmierten Verhältnisse $\ln(N_{O.C.F.}/N_{exp})$ für M-247-Versuche und Ergebnis des Shapiro-Wilk-Tests	102
Tabelle 8-4:	Parameter der Normalverteilung von $\ln(N_{O.C.F.}/N_{exp})$ für C1023-Versuche bei Variierung der Anpassung des Ermüdungsrissfortschrittsterms	105
Tabelle 8-5:	Parameter der Normalverteilung von $\ln(N_{O.C.F.}/N_{exp})$ für C1023-Versuche bei Variierung der Anpassung des Kriechrissfortschrittsterms	106
Tabelle 8-6:	Parameter der Normalverteilung von $\ln(N_{O.C.F.}/N_{exp})$ für C1023-Versuche bei Variierung der Anpassung des γ' -Verarmungszonenwachstums	107
Tabelle 9-1:	Ramberg-Osgood Parameter für M-247-Legierungen aus [4]	113
Tabelle A-1:	Auswahl von Versuchsergebnissen aus dehnungsgeregelten TMF-Versuchen an Lochproben Typ 1, in allen Versuchen Dehnungsverhältnis $R_\epsilon = -1$	124
Tabelle C-1:	Validierungsversuche am Werkstoff C1023	135
Tabelle C-2:	Validierungsversuche an M-247-Gusslegierungen	136

Lebenslauf

Name: Karl Michael Krämer
Geburtstag: 22. August 1985
Geburtsort: Lindenfels
Anschrift: Landskronstraße 91
64285 Darmstadt
E-Mail: k.m.kraemer@gmx.de

08.1996 – 06.2005 **Martin-Luther-Schule, Rimbach**

Abschluss: Abitur (1,7)

09.2005 – 06.2006 **Zivildienst**

in der Diakoniestation „Südlicher Odenwald“, Ambulante Alten- und Pflegebedürftigen Betreuung

10.2006 – 07.2012 **Diplomstudiengang Materialwissenschaft**

Technische Universität Darmstadt, Gesamtbeurteilung: „sehr gut“ (1,4)

08.2009 – 06.2010 **Erasmus Auslandsstudium**

Universidad Politécnica de Madrid

11.2011 – 05.2012 **Diplomarbeit**

am Fachgebiet Disperse Feststoffe (Prof. Dr. R. Riedel) zum Thema:
„SiOC/CNT und SiCN/CNT-basierte polymerabgeleitet Keramik-
Nanokomposite: Herstellung und elektrische Eigenschaften“, Note 1,3

10.2012 – aktuell **Wissenschaftlicher Mitarbeiter**

Institut für Werkstoffkunde (IfW), TU Darmstadt, Darmstadt

Publikationsliste

Veröffentlichungen in wiss. Fachjournalen:

K. M. Kraemer, F. Mueller, C. Kontermann, M. Oechsner: *Estimation of fatigue crack growth under complex loading using an accumulative approach*. Materials at High Temperatures 08/2017; DOI:10.1080/09603409.2017.1369665

K. M. Kraemer, F. Mueller, M. Oechsner: *Application-oriented description of time-/temperature dependent crack growth in a conventionally cast nickel-based superalloy*. International Journal of Fatigue 03/2017; 96, DOI:10.1016/j.ijfatigue.2016.11.025

K. M. Kraemer, F. Mueller, M. Oechsner, A. Riva, D. Dimaggio, E. Vacchieri, E. Poggio: *Estimation of thermo-mechanical fatigue crack growth using an accumulative approach based on isothermal test data*. International Journal of Fatigue 10/2016; DOI:10.1016/j.ijfatigue.2016.10.020

Beiträge in Konferenzbänden:

Karl Michael Kraemer, Kay Langschwager, Falk Mueller, Matthias Oechsner: *Observation of the local deformation behaviour of coarse grained nickel cast alloys under thermo-mechanical fatigue loading using digital image correlation*. LCF8 - Eighth International Conference on Low Cycle Fatigue, Dresden; 06/2017

A. Riva, A. Costa, D. Dimaggio, P. Villari, K. M. Kraemer, F. Mueller, M. Oechsner: *A Thermo-Mechanical Fatigue Crack Growth Accumulative Model for Gas Turbine Blades and Vanes*. ASME Turbo Expo 2016: Turbomachinery Technical Conference and Exposition, Seoul, South Korea; 06/2016, DOI:10.1115/GT2016-58053

K. M. Kraemer, C. Baumann, F. Mueller, M. Oechsner: *On the corrosive behaviour of Nickel-based superalloys for turbine engines: Oxide growth and internal microstructural degradation*. 123himat, Sapporo, Japan; 07/2015

Präsentationen in Fachausschüssen und Seminaren:

K. M. Kraemer, F. Mueller, M. Oechsner, Alfred Scholz: *Estimation of Thermo-Mechanical Fatigue Crack Growth*; 07/2015, In: Tsukuba, Japan, 10th NIMS-MPA-IfW Workshop, DOI: 10.13140/RG.2.2.19932.39046

K. M. Kraemer, F. Müller, A. Scholz, M. Oechsner; *Thermo-mechanische Prüfmöglichkeiten an rissbehafteten Strukturen aus Turbinenschaufelwerkstoffen für extrem hohe Anwendungstemperaturen* 04/2015, In: Programmausschuss-Sitzung DVM-AK „Bauteilverhalten bei thermomechanischer Ermüdung“

K. M. Kraemer, C. Baumann, F. Müller, A. Scholz, M. Oechsner; *Recent studies on Nickel-base cast alloy hot-corrosion at the IfW Darmstadt* 10/2014, In: GfKORR-Arbeitskreis „Korrosionsschutz bei erhöhten Temperaturen“ Sitzung am 21. Oktober 2014

Forschungsberichte:

K.M. Kraemer, F. Mueller, A. Scholz, M. Oechsner, S. Eckmann, C. Schweizer, M. Schlesinger, P. Gumbsch, *Zeitabhängiges Rissverhalten unter anisothermen Beanspruchungen - Entwicklung und Validierung von Berechnungsmethoden*. Abschlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben Nr. 17 809 N, 2017